

BERICHTE AUS DEM  
INSTITUT FÜR  
FERTIGUNGSTECHNIK  
UND SPANENDE  
WERKZEUGMASCHINEN  
UNIVERSITÄT HANNOVER



PRODUKTIONSTECHNIK

Dipl.-Ing. Rainer Przywara, Hannover

# **Drucktrennen sprödharter Werkstoffe**

Fortschritt-Berichte VDI  
Reihe **2**: Fertigungstechnik

Nr. **340**

**VDI** VERLAG

Przywara, Rainer

## **Drucktrennen sprödharter Werkstoffe**

Fortschr.-Ber. VDI Reihe 2 Nr. 340. Düsseldorf: VDI-Verlag 1995.  
160 Seiten, 101 Bilder, 5 Tabellen.

**Für die Dokumentation:** Drucktrennen — Sprödharte Werkstoffe — Mehrachsiger Spannungszustand — Druckflüssigkeit — Hochdruck — Bruchmechanik — Sprödbbruch — Spaltverfahren — Spanloses Trennen — Abfallvermeidung

Drucktrennen ist ein Verfahren zum spanlosen Trennen zylindrischer oder prismatischer Bauteile durch in einem Teilbereich der Mantelfläche auf das Werkstück wirkenden Fluidhochdruck. Der Fluidhochdruck bewirkt einen hauptsächlich von der Werkstückgeometrie und dem Aufbau der für die Versuchsdurchführung entwickelten Trennkammer abhängigen Spannungszustand des Werkstücks. Gleichzeitig dringt das Trennmedium in vorhandene oder gezielt eingebrachte Oberflächenrisse ein und ruft lokale Zugspannungen im Bereich der Rispspitze hervor. Erreicht der Fluiddruck einen kritischen Wert, so wird die Bruchzähigkeit des Werkstoffs überschritten und ein Sprödbbruch des Werkstücks ausgelöst. Die Werkstücktrennung erfolgt senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung, welche stets ungefähr parallel zur Werkstückmittellachse orientiert ist. — Um eine völlig ebene Bruchfläche zu erreichen, muß eine Ankerbung in Kammermitte erfolgen und das Werkstück absolut symmetrisch zur Trennfläche ausgerichtet sein. Für optisches Glas und einkristallines Silizium ist so die Herstellung spiegelglatter Oberflächen möglich, während die Trennflächen vielkristalliner Werkstoffe stets interkristalline Bruchanteile aufweisen.

### **Die Reihen der FORTSCHRITT-BERICHTS VDI:**

- |  |  |
|--|--|
| 1 Konstruktionstechnik/Maschinenelemente | 12 Verkehrstechnik/Fahrzeugtechnik                                     |
| 2 Fertigungstechnik                      | 13 Fördertechnik   |
| 3 Verfahrenstechnik                      | 14 Landtechnik/Lebensmitteltechnik                                     |
| 4 Bauingenieurwesen                      | 15 Umwelttechnik   |
| 5 Grund- und Werkstoffe                  | 16 Technik und Wirtschaft  |
| 6 Energieerzeugung                       | 17 Biotechnik  |
| 7 Strömungstechnik                       | 18 Mechanik/Bruchmechanik  |
| 8 Meß-, Steuerungs- und Regelungstechnik | 19 Wärmetechnik/Kältetechnik   |
| 9 Elektronik                             | 20 Rechnerunterstützte Verfahren<br>(CAD, CAM, CAE, CAP, CAQ, CIM,...) |
| 10 Informatik/Kommunikationstechnik      | 21 Elektrotechnik  |
| 11 Schwingungstechnik                    |  |

© VDI-Verlag GmbH · Düsseldorf 1995

Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe (Photokopie, Mikrokopie), der Speicherung in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung, vorbehalten.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISSN 0178-9406

ISBN 3-18-334002-X

**Vorwort**

Die vorliegende Arbeit entstand neben meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Fertigungstechnik und Spanende Werkzeugmaschinen der Universität Hannover. Die Untersuchungen zum Drucktrennen sprödharter Werkstoffe wurden von der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) gefördert.

Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. H. K. Tönshoff, dem Direktor des IFW, gilt mein besonderer Dank für die Betreuung der Arbeit und die großzügige Unterstützung meiner Forschungstätigkeit. Herrn Prof. Dr.-Ing. Dr.-Ing. E. h. H. D. Haferkamp danke ich für die Übernahme des Korreferates und das der Arbeit entgegengebrachte Interesse. Auch dem Vorsitzenden der Prüfungskommission, Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Doege, gilt mein Dank.

Von entscheidender Bedeutung für das Gelingen der Arbeit war die Entwicklung eines FEM-Programms zur Berechnung des Spannungszustands im hochdruckbelasteten Bauteil durch Herrn Prof. Dr.-Ing. D. Besdo, den Leiter des Instituts für Mechanik A der Universität Hannover. Ihm gilt dafür mein ganz besonderer Dank. Ebenfalls danke ich Herrn Dr. D.-R. Schmitt von der Deutschen Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt (DLR) für seine Unterstützung.

Mein Dank gilt allen Kollegen, insbesondere Herrn Dr.-Ing. H.-G. Wobker für die kritische Durchsicht der Arbeit. Entscheidend für das Gelingen war die jederzeit angenehme Arbeitsatmosphäre in der Außenstelle Langenhagen, für die die dortigen Freunde, Kollegen und wissenschaftlichen Hilfskräfte gesorgt haben. Stellvertretend seien die Herren Wilfried Buchholz, Olaf Böker und Lothar Hauswirth genannt.

Ein abschließender Dank gilt meinen Eltern, die mir eine langjährige und vielseitige Ausbildung ermöglicht haben.

Hannover, im Dezember 1994

A handwritten signature in black ink, appearing to read 'T. Beywene'. The signature is stylized with a large, looped 'B' and a trailing 'ene'.



I	<b>Inhaltsverzeichnis</b>
II	<b>Formel- und Kurzzeichen</b>
III	<b>Abstract</b>

# **I Inhaltsverzeichnis**

<b>1</b>	<b>Einleitung</b>	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Stand der Technik</b>	<b>3</b>
2.1	Entwicklung des Drucktrennverfahrens	3
2.2	Einordnung des Drucktrennens in die Systematik der Fertigungsverfahren	5
<b>3</b>	<b>Stand des Wissens</b>	<b>6</b>
3.1	Bearbeitung sprödharter Werkstoffe	6
3.1.1	Bearbeitung optischen Glases	6
3.1.2	Bearbeitung keramischer Werkstoffe	12
3.1.3	Bearbeitung einkristallinen Siliziums	13
3.2	Eigenschaften von Druckflüssigkeiten	15
3.3	Konstruktion und Abdichtverhalten statischer Hochdruckdichtungen	16
3.4	Berechnung der Spannungen in zylindrischen Hohl- und Vollkörpern	17
3.5	Bruchvorgänge in sprödharten Werkstoffen	18
3.5.1	Bruchmechanische Grundlagen	18
3.5.2	Rißausbreitung	20
3.5.3	Überlagerung der Beanspruchungsmodi I und II	22
3.6	Trennmechanismen beim Drucktrennen sprödharter Werkstoffe	23
<b>4</b>	<b>Aufgabenstellung</b>	<b>26</b>
<b>5</b>	<b>Vorgehensweise und Versuchsplanung</b>	<b>27</b>
<b>6</b>	<b>Versuchstechnik</b>	<b>29</b>
6.1	Versuchsanlage	29
6.1.1	Druckerzeugung und -regelung	29
6.1.2	Trennkammer und Dichtelemente	31
6.1.3	Meßeinrichtungen	33
6.2	Druckmedien	33
6.3	Versuchswerkstoffe	34
6.3.1	Optisches Glas	37

## VI

6.3.2	Keramische Werkstoffe .....	37
6.3.3	Einkristallines Silizium .....	39
6.4	Schallemissionsanalyse .....	39
6.5	Mikroskopische Verfahren zur Bruchflächenuntersuchung .....	40
6.6	Rauheitsmessung .....	41
6.6.1	Tastschnittverfahren .....	41
6.6.2	Differential-Interferometer .....	42
6.7	Messung der Form- und Maßgenauigkeit .....	43
6.8	Röntgenographische Spannungsmessung .....	44
<b>7</b>	<b>Modelltheoretische Betrachtung .....</b>	<b>47</b>
7.1	FEM-Berechnung des Spannungszustandes im Werkstück .....	49
7.2	Trennkriterien .....	52
7.3	Unterkritisches Rißwachstum .....	55
7.3.1	Rißfortschritt in optischem Glas .....	58
7.3.2	Rißfortschritt in keramischen Werkstoffen .....	61
7.4	Rißausbreitung nach der Rißauslösung .....	63
<b>8</b>	<b>Drucktrennen optischen Glases .....</b>	<b>68</b>
8.1	Einfluß der Oberflächenstruktur auf den Trennvorgang .....	72
8.1.1	Oberflächenrauheit ungekerbter Werkstücke .....	72
8.1.2	Gezielte Rißinitiierung .....	78
8.1.2.1	Ankerbung mittels des Härteprüfverfahrens .....	78
8.1.2.2	Ankerbung mittels Microdice .....	81
8.1.2.3	Ankerbung durch Laserlicht .....	84
8.1.3	Körperschallemission während der Trennung .....	85
8.2	Einfluß der Werkstückgeometrie .....	87
8.2.1	Außermittigkeit des Bruchausgangsortes symmetrisch positionierter Werkstücke .....	88
8.2.2	Asymmetrische Einspannung des Werkstückes .....	91
8.3	Variation der Maschinenstellgrößen .....	92
8.3.1	Linear ansteigende Belastung .....	92
8.3.2	Dynamisch-zyklische Beanspruchung .....	96
8.3.3	Zyklo-dynamische Beanspruchung .....	99
8.4	Einfluß des Trennmediums .....	101
8.5	Einfluß der Dichtelemente .....	102
8.6	Entstehung und Vermeidung von Gestaltabweichungen .....	104
8.6.1	Gestaltabweichungen 1. Ordnung (Formabweichungen) .....	102
8.6.2	Gestaltabweichungen 2. Ordnung (Welligkeit) .....	107

<b>9</b>	<b>Trennen keramischer Werkstoffe .....</b>	<b>110</b>
9.1	Einfluß der Werkstückoberfläche .....	110
9.1.1	Ungekerbtes Bauteil .....	110
9.1.2	Gezielte Rißinitiierung .....	111
9.1.3	Oberflächencharakteristika der Werkstücke .....	113
9.1.4	Körperschallemission während der Trennung .....	116
9.2	Einfluß des Druckaufbaus .....	117
9.3	Einfluß des Trennmediums .....	119
<b>10</b>	<b>Drucktrennen monokristallinen Siliziums .....</b>	<b>122</b>
10.1	Einfluß der Oberflächenstruktur sowie Rißinitiierung mittels Härteprüfer .....	123
10.2	Einfluß des Trennmediums .....	125
10.3	Oberflächenmorphologie der Trennflächen .....	125
<b>11</b>	<b>Energiebedarf im Vergleich zu konventionellen Trennverfahren .....</b>	<b>130</b>
11.1	Ermittlung der Trennenergie und der hydraulischen Leistung .....	130
11.2	Vergleich mit konventionellen Trennverfahren .....	131
<b>12</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>134</b>
<b>13</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>138</b>

## II Formel- und Kurzzeichen

A...H	-	Werkstückbereiche
C	$m \cdot s^{-1}$	Integrationskonstante
E	MPa	E-Modul
$E_c''$	$J \cdot mm^{-2}$	flächenbezogene Trennenergie
$E_c'''$	$J \cdot mm^{-3}$	spezifische Schleifenergie
F	$\mu m$	Formwert
$F_l$	$\mu m$	Flatness
$F_t$	N	Tangentialkraft
$G_{lc}$	$J \cdot mm^{-2}$	Spaltenergie
$G^*$	-	relative Spaltenergie
H	GPa	Härte
HV	-	Vickers-Härte
K	$m^2 \cdot s^{-1}$	Konstante
$K_I, II, III$	$MPa \cdot m^{0.5}$	Spannungsintensitätsfaktoren
$K_{Ic}$	$MPa \cdot m^{0.5}$	Bruchzähigkeit
$K_{IQ}$	$MPa \cdot m^{0.5}$	Untergrenze des Rißwachstums
$L_{as}$	$(m/s^2)^2 \cdot (Hz)^{-1}$	autospektrale Leistungsdichte
$M_b$	Nm	Biegemoment
$P_{hydr}$	kW	hydraulische Leistung
Q	N	Querkraft
$Q_w$	$mm^3 \cdot s^{-1}$	Zeitspanvolumen
$Q_w'$	$mm^2 \cdot s^{-1}$	auf 1 mm Eingriffsbreite bezogenes Zeitspanvolumen
$R_a$	$\mu m$	arithmetischer Mittenrauhwert
$R_m$	MPa	Zugfestigkeit
$R_t$	$\mu m$	maximale Rauhtiefe
$R_z$	$\mu m$	gemittelte Rauhtiefe
T	s	Amplitudendauer
$V_{fl}$	$mm^3$	Fluidvolumen
$W_{hydr}$	J	hydraulische Energie
a	$\mu m$	Rißlänge
$a_c$	$\mu m$	kritische Rißlänge
$a_i$	$\mu m$	Rißlänge zum Zeitpunkt $t_i$
$a_u$	$\mu m$	Gesamtlänge des unterkritischen Rißwachstums
$a_z$	$m \cdot s^{-2}$	Beschleunigung



## IX

$a_0$	$\mu\text{m}$	Ausgangsrisslänge
$a_{0th}$	$\mu\text{m}$	theoretische Ausgangsrisslänge
$b_k$	$\mu\text{m}$	Kerbbreite
$b_s$	mm	Schleifscheibenbreite
$b_{sp}$	$\mu\text{m}$	Spaltbreite
$c_1$	-	1. Rißwachstumskonstante (opt. Glas)
$c_2$	$\text{MPa}^{-1} \cdot \text{m}^{-0,5}$	2. Rißwachstumskonstante (opt. Glas)
$c_3 \dots c_6$	-	Polynomkoeffizienten
$c_7$	-	Konstante
$c_8$	$\text{MPa}^{-1} \cdot \text{m}^{-0,5}$	Konstante
$c_9$	-	1. Rißwachstumskonstante (Keramik)
$c_{10}$	-	2. Rißwachstumskonstante (Keramik)
$c^*$	-	Formabweichungsfaktor
$d$	mm	Durchmesser
$d_n$	nm	Netzebenenabstand
$f$	Hz	Frequenz
$f_a$	$\text{m}^{0,5}$	Rißbelastungsfunktion
$f_a^*$	-	normierte Spannung an der Rißspitze
$f_e$	Hz	Eigenfrequenz
$f_k$	-	geometrischer Korrekturfaktor
$f_s$	Hz	Abtastfrequenz
$f_\sigma$	-	normierte Spannung
$h, k, l$	-	Millersche Indizes
$h_{eq}$	$\mu\text{m}$	äquivalente Spannungsdicke
$h_{sp}$	$\mu\text{m}$	Spalthöhe
$i$	-	Übersetzungsverhältnis
$l$	mm	Werkstücklänge
$l_{sp}$	$\mu\text{m}$	Spalllänge
$l_1, l_2$	mm	Abstände der Stirnflächen zur Kammermitte
$n$	-	Anzahl der Einzelschritte
$n_A \dots n_B$	-	Unterbereichsanzahl
$n_e$	-	Anzahl der isoparametrischen Elemente
$n_k$	-	Anzahl der Knotenpunkte
$n_I \dots n_{II}$	-	Unterbereichsanzahl
$p$	$\text{MPa}^{(1)}$	Druck <sup>(2)</sup>

1) 1 MPa = 10 bar; aus Gründen der übersichtlicheren Vergleichbarkeit mit Spannungen im Bauteilinneren wird der Druck in dieser Arbeit stets in MPa angegeben.

# X

$\dot{p}$	MPa · s <sup>-1</sup>	Belastungsgeschwindigkeit
$\hat{p}$	MPa	Scheiteldruck
$p_0$	MPa	Vordruck
$p_1$	MPa	Druck auf der Primärseite des Druckübersetzers
$p_2$	MPa	Druck auf der Sekundärseite des Druckübersetzers
$p_a$	MPa	Anfangsdruck
$p_c$	MPa	Trenndruck
$p_e$	MPa	Enddruck
$p_{max}$	MPa	Maximaldruck
$r, z, \vartheta$	mm, mm, °	Zylinderkoordinaten
$r_a$	mm	Außenradius
$r_i$	mm	Innenradius
$r_I \dots r_{II}$	mm	Bereichsbreite
$t$	s	Zeit
$t_a$	s	Anfangszeit
$t_c$	s	Trenndauer
$t_e$	s	Endzeit
$t_{et}$	min	Ätzdauer
$t_i$	s	Zeitabschnitt
$t_k$	µm	Kerbtiefe
$t_r$	s	Rampenzeit
$u_y$	µm	Rißöffnung
$v$	m · s <sup>-1</sup>	Geschwindigkeit
$v_a$	m · s <sup>-1</sup>	Rißausbreitungsgeschwindigkeit
$v_{ae}$	m · s <sup>-1</sup>	Schallemissionsgeschwindigkeit
$\bar{v}$	m · s <sup>-1</sup>	mittlere Geschwindigkeit
$v_{fl}$	m · s <sup>-1</sup>	Fluidgeschwindigkeit
$v_m$	m · s <sup>-1</sup>	maximale Geschwindigkeit
$x, y, z$	mm	karthesische Koordinaten
$z_A \dots z_H$	mm	Bereichsbreite
$z_0$	µm	Abstand des Bruchausgangsortes von der Kammermitte
$\Delta h$	µm	Höhendifferenz
$\Delta a_i$	µm	Wegintervall
$\Delta l$	mm	Weglänge

---

2) Im Rahmen dieser Arbeit wird mit dem Begriff Druck stets der atmosphärische Überdruck bezeichnet. Der absolute Druck liegt um 1 bar = 0,1 MPa höher.

# XI

$\Delta t$	s	Zeitintervall
$\Delta z$	$\mu\text{m}$	Formfehler
$\Delta z_{\text{max}}$	$\mu\text{m}$	maximaler Formfehler
$\Delta\Theta$	°	Winkeldifferenz der Einstrahlung
$\Delta\vartheta$	°	Winkelfehler
$\Theta$	°	Einstrahlwinkel
$\alpha$	$\text{m} \cdot \text{K}^{-1}$	Wärmeausdehnungskoeffizient
$\alpha, \beta, \gamma$	°	Winkel der Trennebene
$\gamma^*$	°	Winkel der Reißablenkung
$\eta$	$\text{Ns} \cdot \text{m}^{-2}$	dynamische Zähigkeit
$\lambda$	$\text{W} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$	Wärmeleitfähigkeit
$\lambda_w$	nm	Wellenlänge
$\mu$	-	Querkontraktionszahl
$\nu$	$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$	kinematische Zähigkeit
$\xi$	%	relative Abhängigkeit
$\rho$	$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$	Dichte
$\rho_0$	$\mu\text{m}$	Kerbradius
$\sigma$	MPa	Normalspannung
$\sigma_a$	MPa	Nennspannung an der Reißspitze
$\sigma_b$	MPa	Biegespannung
$\sigma_c$	MPa	kritische Spannung
$\sigma_{\text{max}}$	MPa	maximale Spannung
$\sigma_r, \sigma_z, \sigma_\vartheta$	MPa	Normalspannungskomponenten im Zylinderkoordinatensystem
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	MPa	Normalspannungskomponenten im kartesischen Koordinatensystem
$\sigma_D$	MPa	Flächenpressung
$\sigma_{4B}$	MPa	4-Punkt-Biegefestigkeit
$\tau_{r\vartheta}, \tau_{\vartheta z}, \tau_{rz}$	MPa	Schubspannungskomponenten im Zylinderkoordinatensystem
$\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$	MPa	Schubspannungskomponenten im kartesischen Koordinatensystem
$\tau_q$	MPa	Biegeschubspannung infolge Querkraft
$\varphi$	°	Winkel, Azimut
$\varphi_a$	°	Richtungswinkel eines Anrisses
$\psi$	°	Kippwinkel zwischen Proben- und Netzebenennormale

### III     **Abstract**

Drucktrennen ist ein Verfahren zum spanlosen Trennen zylindrischer oder prismatischer Bauteile durch in einem Teilbereich der Mantelfläche auf das Werkstück wirkenden Fluidhochdruck. In der vorliegenden Arbeit werden die Wirkzusammenhänge zwischen der Bearbeitung sprödharter zylindrischer Werkstücke und den resultierenden Oberflächen- und Randzoneneigenschaften theoretisch analysiert und die Ergebnisse mit denen experimenteller Untersuchungen verglichen.

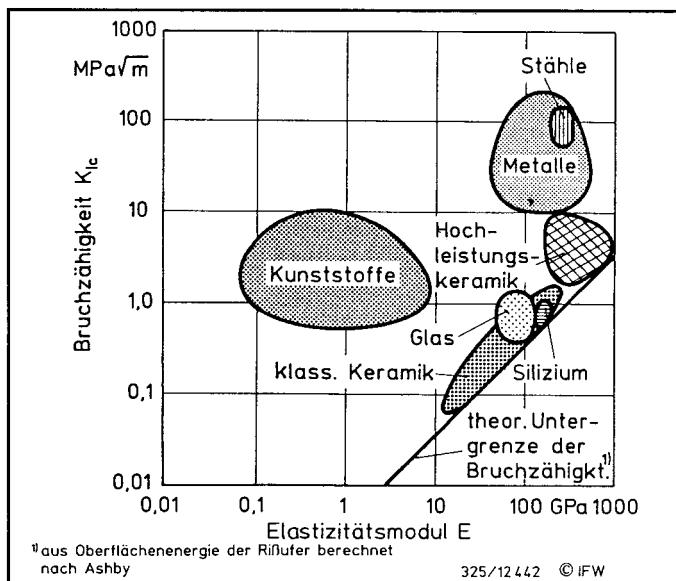
Der Fluidhochdruck bewirkt einen hauptsächlich von der Werkstückgeometrie und dem Aufbau der für die Versuchsdurchführung entwickelten Trennkammer abhängigen Spannungszustand des Werkstücks. Gleichzeitig dringt das Trennmedium in Oberflächenanrisse ein und ruft dort lokale Zugspannungen im Bereich der Rißspitze hervor. Erreicht der Fluiddruck einen vom Spannungszustand und der Rißlänge abhängigen kritischen Wert, so wird die Bruchzähigkeit des Werkstoffs überschritten und ein Spröbruch des Werkstücks ausgelöst. Durch gezielt eingebrachte Kerben kann der Ort der Trennung exakt vorgegeben werden.

Die Werkstücktrennung erfolgt senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung, welche stets ungefähr parallel zur Werkstückmittellachse orientiert ist. Um eine völlig ebene Bruchfläche zu erreichen, muß eine Ankerbung in Kammermitte erfolgen und das Werkstück absolut symmetrisch zur Trennfläche ausgerichtet sein.

Der vom nachdrängenden Fluid vorangetriebene Bruch wird durch Druckspannungen in bestimmten Bereichen des belasteten Bauteils gehemmt. Die Bruchgeschwindigkeit ist demzufolge in der Regel so niedrig, daß für amorphe und einkristalline Werkstoffe keine Bruchverzweigung erfolgt. Dadurch ist beispielsweise für optisches Glas und einkristallines Silizium die Herstellung spiegelglatter Oberflächen möglich. Die Trennflächen vielkristalliner Werkstoffe weisen dagegen eine geringe Oberflächengüte auf, da der Energieüberschuß im Bereich der Rißspitze nicht ausreicht, um einen transkristallinen Spröbruch voranzutreiben, sondern stets erhebliche interkristalline Bruchanteile vorliegen.

## 1 Einleitung

Sprödharte Werkstoffe weisen als charakteristische mechanische Eigenschaften eine hohe Härte, Verschleiß- und Druckfestigkeit auf. Sie eignen sich aufgrund dieser sowie zusätzlicher materialspezifischer Eigenschaften als Strukturwerkstoffe für bestimmte Einsatzgebiete. So finden beispielsweise Keramiken in Bereichen Anwendung, in denen besondere, von metallischen Werkstoffen nicht in ausreichendem Maße erfüllbare Anforderungen an die Warmhärte, Verschleißfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit gestellt werden. Dieses ist im Motoren- und Turbinenbau der Fall und gilt auch für die spanende Fertigung, in der durch die Einführung keramischer Schneidstoffe erhebliche Rationalisierungspotentiale erschlossen worden sind [1]. Die Einsatzmöglichkeiten für sprödharte Werkstoffe werden allerdings durch die vergleichsweise geringe Zähigkeit dieser Materialien eingeschränkt (Bild 1).



**Bild 1:** Zähigkeit verschiedener Werkstoffe

Neben den mechanischen Eigenschaften sprödharter Werkstoffe werden in steigendem Maße materialspezifische Funktionseigenschaften technisch genutzt. Von herausragender wirtschaftlicher Bedeutung ist dabei die Herstellung von Halbleiterbauelementen aus monokristallinem Silizium, aber auch die Fertigung von Linsen aus optischem Glas.

Die Bearbeitung von Bauteilen aus sprödharten Werkstoffen erfolgt überwiegend durch Schleifen mit Diamantwerkzeugen, wobei zumeist hohe Anforderungen an die Form- und Maßgenauigkeit sowie die Oberflächengüte gestellt werden. Die dadurch bedingten geringen Abtragsleistungen und ein hoher Werkzeugverschleiß führen dazu, daß für die spanende Bearbeitung ein erheblicher Anteil der Herstellkosten aufgewendet werden muß. Außerdem entsteht insbesondere bei trennenden Fertigungsverfahren ein hoher Volumenanteil kostenintensiven Verschnitts, der im Bereich der Halbleitertechnologie bis zu 80% des Rohmaterials betragen kann [2].

Ein weiterer Nachteil spanender Trennverfahren ist die mechanische und thermische Beeinflussung der Werkstückrandzone. Begünstigt durch die geringe Zähigkeit sprödharter Materialien können während der Nachbearbeitung Oberflächendefekte erzeugt werden, die die Festigkeit des Bauteils verringern oder seine Funktionseigenschaften beeinflussen. So weist beispielsweise der Randbereich von Siliziumwafern infolge des Trennprozesses bis zu einer Tiefe von mehreren  $\mu\text{m}$  Versetzungen und Fehlstellen auf. Diese Störschicht muß in nachfolgenden Bearbeitungsschritten entfernt werden, um die Funktionalität der herzustellenden Bauelemente sicherzustellen [3].

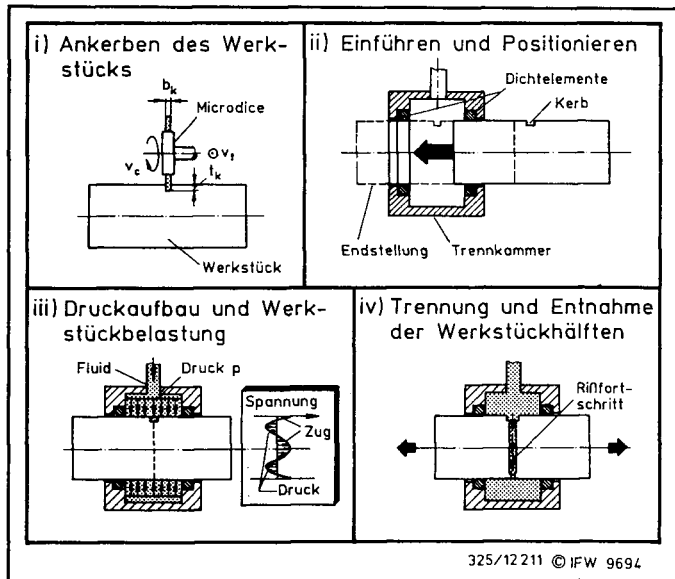
Eine Verfahrensalternative zum Trennschleifen ist das spanlose Trennen zylindrischer oder prismatischer Bauteile durch in einem bestimmten Bereich der Mantelfläche auf das Werkstück wirkenden Fluidhochdruck. Dieses als "Drucktrennen" bezeichnete Verfahren ist - ungeachtet der hohen erzielbaren Oberflächengüten - bisher kaum wissenschaftlich untersucht worden. So ist der Trennmechanismus nicht genau bekannt, und es fehlen wissenschaftliche Erkenntnisse zu den Wirkzusammenhängen zwischen der Bearbeitung und den sich daraus ergebenden Oberflächen- und Randzoneneigenschaften des Bauteils.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit zum Drucktrennen sprödharter Werkstoffe sollen die technologischen Zusammenhänge von Prozeßeingangsgrößen, Prozeßverlauf und Arbeitsergebnis theoretisch analysiert und experimentell überprüft werden. Hiermit soll ein Beitrag zum Verständnis der Wirkmechanismen des Trennprozesses geleistet und die Beurteilung der Verfahrenspotentiale aufgrund der erzielbaren Bauteileigenschaften, der Anwendbarkeit auf unterschiedliche Werkstoffe sowie der Wirtschaftlichkeit im Vergleich zu konventionellen Trennverfahren ermöglicht werden.

## 2 Stand der Technik

### 2.1 Entwicklung des Drucktrennverfahrens

Das dem Drucktrennen zugrunde liegende Phänomen wurde im Jahre 1912 durch den amerikanischen Physiker P. W. Bridgman<sup>1)</sup> bei Hochdruckversuchen, in denen er das Fließ- und Bruchverhalten von Festkörpern untersuchte, erstmalig beobachtet [4]. Der dabei verwendete Versuchsaufbau war gewissermaßen der Prototyp einer Drucktrennanlage und blieb im Prinzip bis heute unverändert. Außerdem beinhaltete Bridgmans Vorgehensweise bereits die wesentlichen Verfahrensschritte des Drucktrennens (Bild 2).



**Bild 2:** Verfahrensschritte des Drucktrennens

Bridgman setzte eine druckbeständige kolbenförmige Trennkammer mit zwei fluchtenden, jeweils mit Dichtmanschetten versehenen kreisrunden Öffnungen ein. Das zu untersuchende zylindrische Bauteil wurde so positioniert, daß beide Enden aus dem Kolben herausragten (ii). Durch eine Bohrung an der Mantelfläche des Kolbens wurde der zwi-

<sup>1)</sup> Percy W. Bridgman (1882-1961), amerikanischer Physiker, Nobelpreis für Physik 1946

schen Kolbenwandung und Werkstückmantelfläche entstehende Hohlraum über ein Hydraulikaggregat mit Mineralöl gefüllt. Der vom Hydraulikaggregat erzeugte hydrostatische Fluiddruck wirkte somit auf die Mantelfläche des Werkstücks, während an den freien Werkstückenden Umgebungsdruck herrschte (iii). Bei Drucksteigerung beobachtete Bridgman, daß der Zylinder bei einer bestimmten werkstoffabhängigen Druckhöhe an einem nicht genau definierten Ort zwischen den Dichtelementen getrennt wurde (iv). Der Bruchverlauf schien dem bei einachsiger Zugbelastung zu gleichen: Für zähe Werkstoffe wie Baustahl schnürte sich die Probe bis zur Trennung immer weiter ein (Ermüdungsbruch), während sprödharte Werkstoffe wie Glas ohne vorheriges plastisches Fließen getrennt wurden (Spröbruch). Bridgman bezeichnete beide Trennphänomene gleichermaßen als "pinching-off-effect" (Abkneif-Effekt). Für ihn waren sie hauptsächlich ein Ärgernis, da bei Hochdruckversuchen häufig ungewollt Teile seiner Versuchsanlage zerstört wurden [5].

Gezielt genutzt wurde das Drucktrennverfahren erstmals Mitte der 70er Jahre von Y. Sato am Tokyo Institute of Technology [6]. Er setzte es ein, um zylindrische Voll- und Hohlkörper aus sprödharten Werkstoffen wie Glas, Marmor und Graphit zu trennen. Außerdem gelang es ihm, den Ort der Werkstücktrennung durch in die Mantelfläche eingebrachte feine Bohrungen vorzugeben (analog zu Bild 2 i).

In späteren Untersuchungen [7] wurden von Sato außerdem duktile Werkstücke getrennt, indem ausgehend von einer Umfangskerbe durch eine ca. halbstündige zyklische Belastung ein Ermüdungsbruch bewirkt wurde. Dieses Verfahren erwies sich jedoch als zu aufwendig für eine wirtschaftliche Nutzung.

S. Chandrasekar und M. C. Shaw von der Arizona State University/USA untersuchten 1987 das Drucktrennen sprödharter Bauteile mit zylindrischen und prismatischen Querschnitten für Drücke bis zu ca. 100 MPa [8]. Sie stellten fest, daß die im 4-Punkt-Biegeversuch ermittelte Festigkeit vorgekerbter Bauteile mit dem zum Drucktrennen notwendigen Mindestdruck korrelierte.

Ebenfalls im Jahre 1987 entwickelte die japanische Firma Nachi-Fujikoshi ein auf dem Drucktrennphänomen basierendes Trennsystem für zylindrische Werkstücke, den sog. "Pascal Cutter" [9]. Die zweiteilig aufgebaute Anlage bestand aus einer einem Härteprüfer ähnlichen Kerbemaschine und der eigentlichen Trenneinheit, die für Drücke bis zu 450 MPa und einen Werkstückdurchmesser von 16 mm ausgelegt war. Als Druckmedium wurde neben dem in allen bisherigen Untersuchungen eingesetzten Hydrauliköl [4-9] Rizinusöl zum Trennen von Pyrex-Glas sowie Wasser zum Trennen von Silizium und Aluminiumoxidkeramik verwendet.

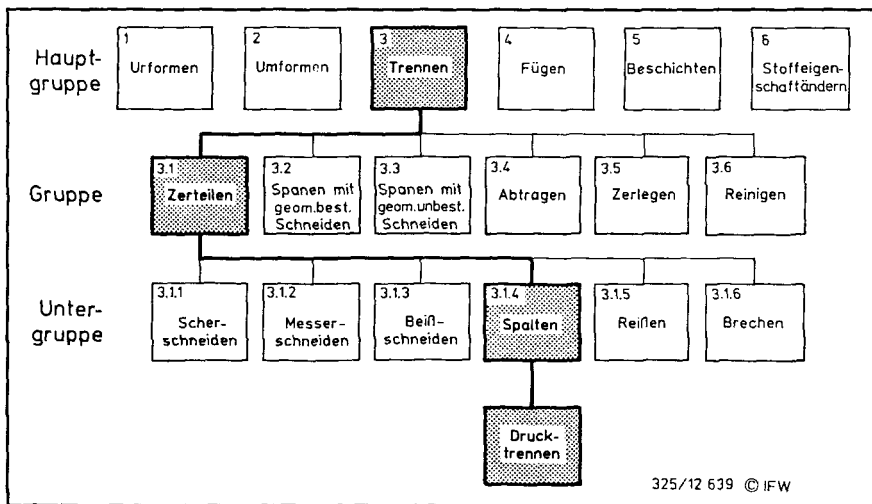


Nachi-Fujikoshi entwickelte außerdem ein Verfahren zur Herstellung dünner Scheiben in einer Drucktrennkammer. Zu diesem Zweck wird das an der Mantelfläche mehrfach je-  
weils im Abstand der zu fertigenden Scheibendicke vorgekerbte Werkstück in einen eng  
anliegenden Hohlzylinder geschoben, der einen geringeren E-Modul als das Werkstück  
aufweist. Der Außendurchmesser des Hohlzylinders entspricht dem der Aufnahmebohr-  
ungen der Trennkammer. Wird der in die Kammer eingeführte Verbund belastet, so er-  
folgen nacheinander die Trennungen des Werkstücks entlang der vorgegebenen Ebenen.

Trotz dieser Neuerungen wurden weltweit nur neun Drucktrennsysteme verkauft, was  
werkseitig auf einen hohen Verschleiß der Dichtelemente und die starke Welligkeit vieler  
Werkstücke zurückgeführt wurde.

## 2.2 Einordnung des Drucktrenns in die Systematik der Fertigungsverfahren

Das Drucktrennen ist nach den von Kienzle [10] aufgestellten Ordnungskriterien ein den  
Stoffzusammenhalt verminderndes Verfahren. Es gehört zur Hauptgruppe Trennen und  
läßt sich in die Gruppe Zerteilen einordnen. Beschränkt man den Anwendungsbereich des  
Verfahrens entsprechend seiner wirtschaftlichen Nutzbarkeit ausschließlich auf sprödhär-  
te Werkstoffe, so kann es der Untergruppe Spalten zugeordnet werden (Bild 3). Es weist  
damit nach den Regeln der Dezimalklassifikation die Ordnungsnummer 3.1.4 auf [11].



**Bild 3:** Einordnung des Drucktrenns in die Systematik der Fertigungsverfahren  
(DIN 8580)

### **3      Stand des Wissens**

#### **3.1      Bearbeitung sprödharter Werkstoffe**

Bauteile aus sprödharten Werkstoffen werden bereits in vielen Bereichen der Technik eingesetzt. Ihre mechanischen Eigenschaften, insbesondere ihre hohe Härte und Druckfestigkeit bei geringer Bruchzähigkeit, müssen schon während der Fertigung berücksichtigt werden. Zu diesen generellen Anforderungen kommen weitere, an die Funktion des Bauteils geknüpfte Erfordernisse. Sie stehen zumeist in engem Zusammenhang mit dem atomaren Aufbau des jeweiligen Werkstoffs.

Sprödharte Werkstoffe können entsprechend ihrer Gitterstruktur in drei Gruppen gegliedert werden:

- amorphe Werkstoffe, z. B. optisches Glas,
- vielkristalline Werkstoffe, z. B. Keramik,
- einkristalline Werkstoffe, z. B. monokristallines Silizium.

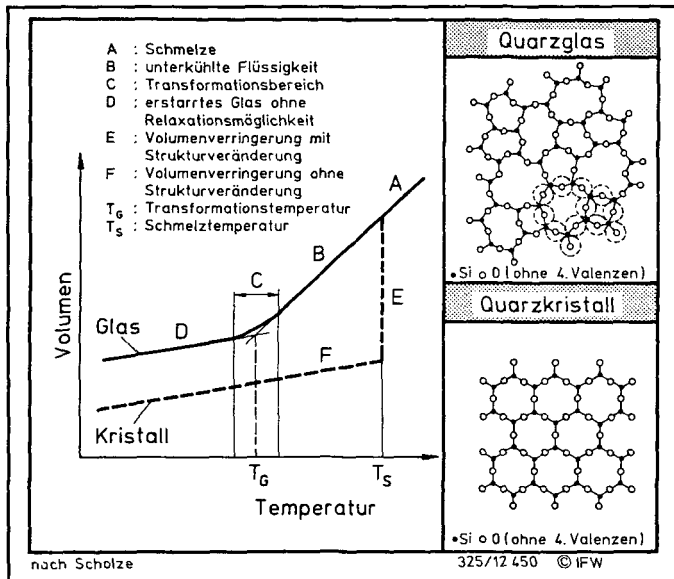
##### **3.1.1      Bearbeitung optischen Glases**

###### **Struktureigenschaften**

Glas ist im physikochemischen Sinn eine eingefrorene unterkühlte Flüssigkeit (Bild 4). Der Glaszustand kann für bestimmte Stoffe durch gezielte Temperaturführung beim Abkühlen aus der Schmelze herbeigeführt werden, wodurch die Kristallisation unterdrückt und die regellose Anordnung der Ionen und Moleküle im Schmelzzustand beibehalten wird [12]. Durch die sehr sicher beherrschte Schmelz- und Kühltechnik ist optisches Glas in engen Toleranzbereichen der thermischen, optischen und mechanischen Eigenschaften reproduzierbar herstellbar [13, 14, 15].

Die Struktur optischer Gläser wurde erstmalig durch Zachariasen [16] beschrieben; seine theoretischen Überlegungen wurden kurz darauf durch Warren [17] anhand von Röntgenaufnahmen gestützt. Demnach ist ein Glas auf der Grundlage eines ungeordneten dreidimensionalen Netzwerkes aus bestimmten Kationen, die als **Netzwerkbildner** bezeichnet werden, aufgebaut. Die Kationen müssen mindestens 3-wertig sein sowie einen gewissen **Maximalradius** unterschreiten [18]. Daher eignen sich nur wenige Elemente zur **Netzwerkbildung**; hauptsächlich sind dies Silizium, Bor, Phosphor, Germanium und einige Fluorverbindungen [19].

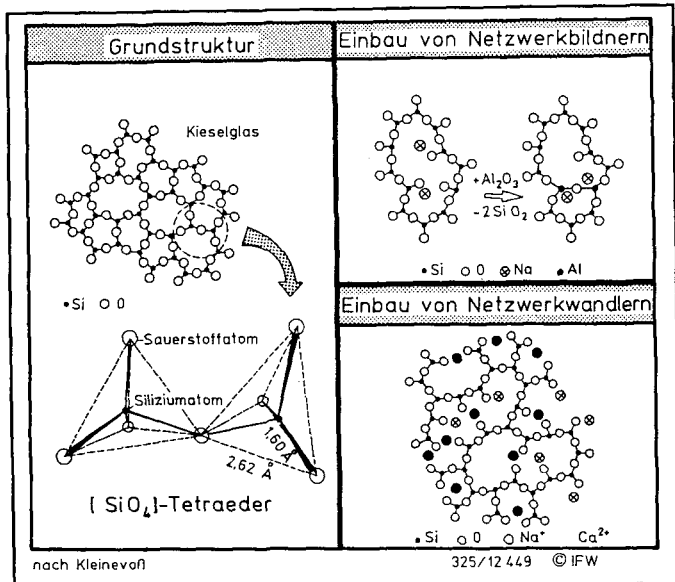
Die meisten optischen Gläser sind auf Silikatbasis aufgebaut. Ihr Grundelement ist ein  $[\text{SiO}_4]$ -Tetraeder, in dessen Zentrum ein Siliziumatom mit vier umgebenden Sauerstoffatomen steht. Jedes Sauerstoffanion ist über Verbindungen, die zu ungefähr gleichen Anteilen ionischer und kovalenter Natur sind, mit jeweils zwei Siliziumkationen verknüpft. Die Struktur der Silikatgläser weist deshalb eine hohe Festigkeit bei nur geringer Verformungsfähigkeit auf [19].



**Bild 4:** Temperatur-Volumen-Diagramm und Aufbau von Quarzglas und -kristall

Ein weiterer wichtiger Glasbildner ist Boroxid  $\text{B}_2\text{O}_3$ . Es kann als Strukturbaustein entweder in reiner Form (Boratglas) oder in binären (Na-B) oder ternären (Na-B-Si) Gläsern vorliegen. In ternären Borosilikatgläsern verbindet und ersetzt es die  $[\text{SiO}_4]$ -Tetraeder (Bild 5). Dadurch können mechanische Eigenschaften wie Härte, E-Modul und Bruchzähigkeit verbessert werden [20].

Bestimmte, insbesondere optische Eigenschaften von Gläsern können nur durch Zusatz weiterer Elemente, sogenannter Netzwerkandler, erreicht werden (5). Diese tragen nicht direkt zum Netzwerkaufbau bei, sondern lagern sich bevorzugt an den Brückensauerstoffen zwischen benachbarten  $\text{Si}^{4+}$ -Ionen an. Dadurch wird zumeist eine Schwächung der Glasstruktur bewirkt. Netzwerkandler gehören überwiegend zur Gruppe der Alkali- oder Erdalkalimetalle [12].



**Bild 5:** Strukturelemente optischen Glases

Die Wirkung einzelner Glaskomponenten auf die mechanischen, thermischen und optischen Struktureigenschaften ist seit den 20er Jahren untersucht worden. Durch Eindruckversuche [20, 21, 22, 23, 24, 25, 26] wurden Zusammenhänge zwischen dem Gehalt an Netzworkebildnern und der Eindruckhärte nachgewiesen. Bridgman [27] und später Sakka [28] untersuchten die Kompressibilität von SiO<sub>2</sub>- und B<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Gläsern. Demnach sind Silikatgläser bis zu Drücken von 10000 MPa inkompressibel, während sich bei reinem Boratglas bereits bei 500 MPa eine Dichteänderung nachweisen läßt.

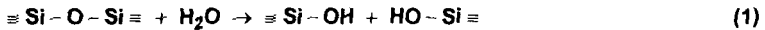
#### Mechanische Eigenschaften und chemische Beständigkeit

Durch die Anwendung der von Hertz und Boussinesq [29, 30, 31] begründeten theoretischen Analyse der Spannungsverteilung in spröden Werkstoffen unter dem Einfluß von Eindruckkörpern, die Entwicklung der Bruchmechanik ausgehend von Griffith [32] sowie eine Vielzahl von Eindruck- und Ritzuntersuchungen [30, 31, 33, 34, 35, 36] konnten Erkenntnisse zum Werkstoffverhalten gewonnen werden, die insbesondere die Mechanismen der Rißentstehung zu verstehen halfen. So wurde erkannt, daß die Rißentstehung erst oberhalb einer kritischen Ritzkraft und Ritztiefe erfolgt, während darunter jeweils plastisch verformte Ritzspuren mit seitlich verdrängtem Glasmaterial auftreten [33]. Ur-

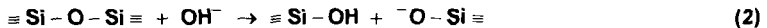
sächlich dafür ist ein sich unter dem Bindungskörper bildendes Druckspannungsfeld, dessen Betrag und Ausdehnung mit dem Krümmungsradius des Druckkörpers zunimmt [37].

Gut untersucht ist auch die festigkeitsmindernde Wirkung von Kerben und Rissen in der Glasrandzone. Die zur Auslösung eines Bruches notwendige Spannung kann aufgrund der Kriterien der Bruchmechanik berechnet werden. Kleinste Oberflächenrisse bewirken, daß Bauteile aus Glas eine um mehrere Zehnerpotenzen geringere Festigkeit als die nach dem Griffith-Kriterium berechnete aufweisen [12]. Solche Risse werden zumeist während der spanenden Fertigung erzeugt, die demzufolge die Festigkeit von Strukturelementen aus optischem Glas maßgeblich beeinflusst. Die Belastbarkeit gleicher Bauteile unterliegt einer Streuung, die sich durch eine Weibull-Verteilung beschreiben läßt. Da die Wahrscheinlichkeit eines Oberflächendefektes mit sinkender Bauteiloberfläche abnimmt, wächst die mittlere Festigkeit zylindrischer Bauteile mit sinkendem Durchmesser ("Faserparadoxon") [38].

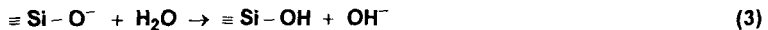
Einen großen Einfluß auf das Bruchverhalten haben die Umgebungsbedingungen, und zwar insbesondere die Feuchtigkeit. Die Anwesenheit von Wasser bewirkt ein unterkritisches Rißwachstum [39, 40, 41] und wirkt sich auf die Bruchgeschwindigkeit aus [42, 43, 44]. Das Verhalten von Glas gegenüber Wasser und wäßrigen Lösungen kann hauptsächlich auf die beiden Grundreaktionen der Auflösung und der Auslaugung zurückgeführt werden. Die Löslichkeit von Glas in Wasser basiert auf der Aufspaltung des Si-O-Netzwerks durch das Wasser gemäß der Reaktion:



In alkalischen Lösungen erfolgt eine beschleunigte Auflösung durch Reaktion mit Hydroxylionen:



Dadurch kann folgende Sekundärreaktion hervorgerufen werden:



Die OH<sup>-</sup>-Ionen wirken insgesamt also als Katalysatoren. Durch die aufgezeigten Reaktionen wird das Netzwerk aufgelöst. Damit werden auch alle anderen Glasbestandteile beweglich: das Glas wird abgetragen.

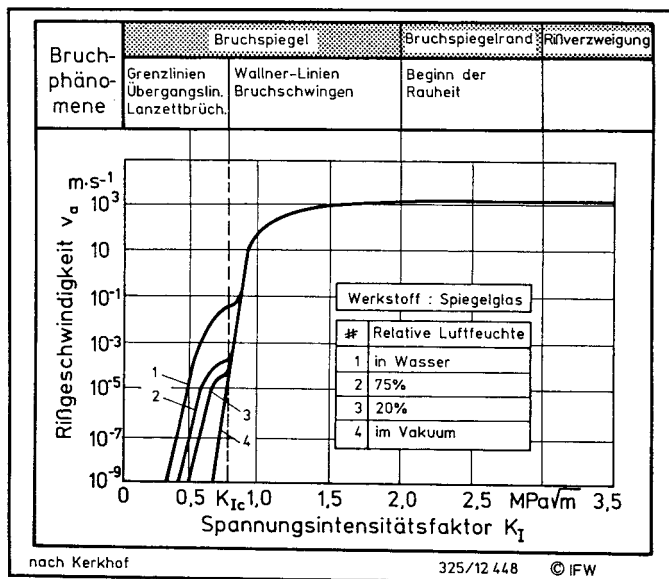
In saurer Umgebung finden im allgemeinen lediglich Ionenaustauschprozesse der Protonen  $H^+$  mit den Netzwerkwandlerkationen, beispielsweise  $Na^+$ , statt. Bei diesen bleibt das Netzwerk unverändert. Eine Ausnahme bildet der Angriff durch Flußsäure, der die Hauptkomponente des Glases gemäß der Gleichung



in Lösung bringt. Gegenüber anderen Chemikalien weist Glas in der Regel eine sehr große Beständigkeit auf.

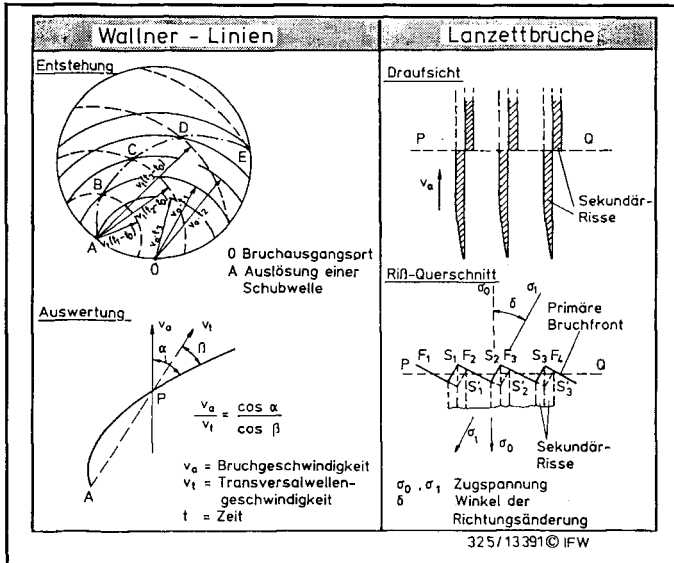
### Bruchphänomenologie

Untersuchungen der Bruchgeschwindigkeit von Gläsern ergaben, daß der Bruch nach langsamem, durch eine glatte Bruchfläche gekennzeichnetem Anlaufen einen konstanten, für jedes Glas typischen Maximalwert erreicht [45, 46]. Dieser Endbereich ist durch einen aufgerauten Bruchspiegel gekennzeichnet. Diese sowie weitere auf Bruchflächen von optischem Glas auftretende Phänomene (Wallner-Linien, Lanzettbrüche) können Aufschluß über die Bruchgeschwindigkeit geben (Bild 6).



**Bild 6:** Oberflächenphänomene von Bruchflächen optischen Glases in Abhängigkeit von der Rißgeschwindigkeit

Wallner-Linien können entstehen, wenn die Rißfront eine Kerbstelle auf der Mantelfläche erreicht und die dort gespeicherte Ausgangsenergie freisetzt. Die von dort in die Rißebene hineinlaufende transversale Impulsquelle moduliert bei gewissen Rißgeschwindigkeiten die Rißfront. Bei bekannter Schubwellengeschwindigkeit kann die Bruchgeschwindigkeit wie in Bild 7 gezeigt ermittelt werden.



**Bild 7:** Ermittlung der Rißgeschwindigkeit aus Wallner-Linien sowie Entstehung von Lanzettbrüchen

Lanzettbrüche können entstehen, wenn sich die Hauptspannung  $\sigma_0$  innerhalb einer zur Rißausbreitung senkrechten Ebene um den Winkel  $\phi$  in eine neue Richtung  $\sigma_1$  dreht. Die Rißausbreitung senkrechten Ebene um den Winkel  $\phi$  in eine neue Richtung  $\sigma_1$  dreht. Die Rißfront kann diesen Schwenk nur abschnittsweise vollziehen, was zur Erzeugung der Teilrissflächen  $F_1, F_2, F_3, F_4$  führt, welche senkrecht zu  $\sigma_1$  orientiert sind. Daraus resultieren schmale Sekundärrissflächen  $S_1, S_2, S_3$ . Die Verbindungen zwischen den Teilrissflächen können sich sprunghaft ändern (z. B.  $S'_1, S'_2, S'_3$ ), was zu einem in der Draufsicht lanzettförmigen Aussehen der in Ausbreitungsrichtung des Primärbruchs verlaufenden Sekundärrisse führt [46].

### Bearbeitungsverfahren

Für die nach der Herstellung des vorgepreßten oder vorbearbeiteten Halbzeugs eingesetzten konventionellen Bearbeitungsverfahren in der Optik werden bis auf das Polieren

ausschließlich Schleifverfahren mit gebundenem Korn eingesetzt. Als Schleifstoff wird fast nur Diamant verwendet. Es liegen verfahrensspezifische Erkenntnisse zum Plan- [47, 48, 49, 50, 51] und Außenrundsleifen [52, 53, 54] sowie zum Kugel- [55] und Feinsleifen [19] vor.

Durch die Analyse der Rißmechanismen wurde die theoretische Grundlage für das duktile Schleifen von Glas geschaffen, welches heute durch den Einsatz exakt abgerichteter Schleifscheiben und hochgenauer Werkzeugmaschinen möglich ist [56, 57, 58]. Der hohe verfahrenstechnische Aufwand zur Einstellung der erforderlichen geringen Einzelkornspannungsdicken ist gegenwärtig nur bei der Herstellung komplexer asphärischer Linsen wirtschaftlich gerechtfertigt [59, 60].

Für die Massenfertigung von Linsen wird mittlerweile auch das Blankpressen erfolgreich eingesetzt [61]. Bei diesem Verfahren werden auf einer ultrapräzisen CNC-Maschine mit Einkristall-Diamantwerkzeugen hergestellte Stahlformen verwendet, welche bis dicht über die Transformationstemperatur des Glases erhitzt werden. Durch gezielte Temperatur- und Druckführung können eigenspannungsfreie Linsen mit Profilgenauigkeiten unter 0,1 µm hergestellt werden, die bereits in Kameras, Compact-Disc-Geräten und hochwertigen Feldstechern eingesetzt werden.

### **3.1.2 Bearbeitung keramischer Werkstoffe**

Keramische Werkstoffe werden in steigendem Maße für verschleiß-, korrosions- und hochtemperaturbeanspruchte Maschinenteile eingesetzt [62]. Schneidstoffe auf Siliziumnitrid- und Aluminiumoxidbasis haben durch ihre Warmhärte die Realisierung hoher Schnittgeschwindigkeiten ermöglicht. Dadurch können insbesondere bei der Feinbearbeitung auf modernen Fertigungsanlagen erhebliche wirtschaftliche Vorteile erzielt werden [1].

Die Herstellung keramischer Bauteile erfolgt durch Sintern zumeist vorgepreßter Pulver. Durch die Temperaturführung sowie bestimmte Additive können die Gefügeeigenschaften des Werkstoffs gezielt beeinflusst werden. Die Reaktionsprodukte weisen überwiegend kovalente und ionische Bindungsanteile auf, welche ein Gleiten von Versetzungen verhindern. Mechanisch oder thermisch hervorgerufene Spannungsspitzen können demzufolge fast nicht durch plastische Verformung abgebaut werden [62]. Makroskopisch führt dieser Gitteraufbau zu hohen Verschleiß- und Warmfestigkeitswerten bei nur geringer Bruchzähigkeit. Die Festigkeitswerte unterliegen einer statistischen Verteilung, die eine Weibull-Charakteristik aufweist [63]. Der Rißfortschritt in keramischen Werkstoffen wurde für statische und zyklische Belastung sowie unter Berücksichtigung des Umgebungsmechanismus vielfach untersucht [64, 65, 66, 67, 68, 69, 70, 71]. Dabei wurde insbeson-



dere der Einfluß statischer und dynamischer Ermüdung auf die Bauteilfestigkeit erforscht und durch empirisch ermittelte Näherungsgleichungen beschrieben.

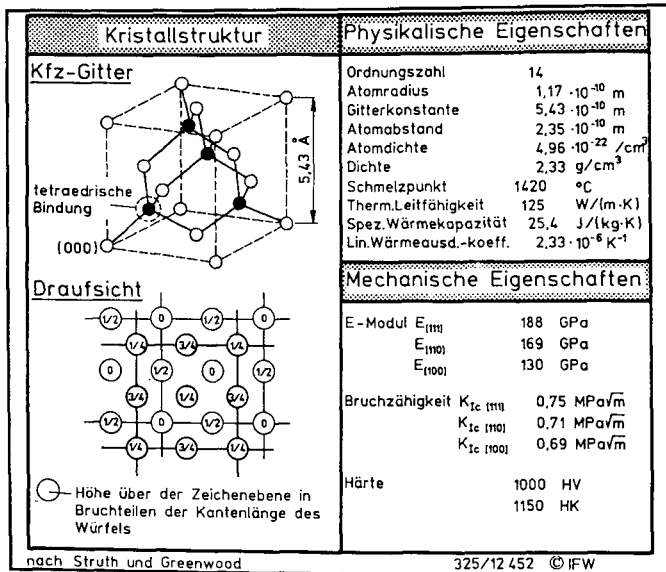
Infolge des Sinterns treten Form- und Maßabweichungen auf, die eine Nachbearbeitung keramischer Bauteile in den meisten Fällen unumgänglich machen. Für diese werden hauptsächlich Schleifverfahren unter Verwendung von Diamantwerkzeugen eingesetzt [72, 73, 74, 75, 76]. Daneben kommen das Honen [77, 78] und Läppen [79, 80, 81] sowie Sonderverfahren wie die Ultraschallbearbeitung [81, 82], Funkenerosion [83] und Laserbearbeitung [84, 85] zum Einsatz. Aufgrund der mechanischen Eigenschaften keramischer Werkstücke können mit allen Verfahren nur geringe Abtragsleistungen erzielt werden. Außerdem können durch die thermische und mechanische Beeinflussung in der Randzone der erzeugten Bauteile Schädigungen hervorgerufen werden, die die Bauteilfestigkeit reduzieren. Aufschluß darüber gibt eine neuere Untersuchung der Spanbildungs- und Abtragsmechanismen bei der Schleifbearbeitung keramischer Hochleistungswerkstoffe [86]. In weiteren Arbeiten [76, 87, 88] wird die Randzonenbelastung von Schneidkeramiken beim Schleifen sowie ihr Einsatzverhalten unter instationären Prozeßbedingungen analysiert. Die daraus entwickelte Modellbildung ermöglicht eine an die spezifischen Eigenschaften keramischer Werkstoffe angepaßte Prozeßführung.

### **3.1.3     Bearbeitung einkristallinen Siliziums**

Hochreines einkristallines Silizium wird als Substratmaterial für Komponenten der Mikroelektronik und Mikromechanik genutzt [89]. Unter allen Halbleiterwerkstoffen beträgt sein Marktanteil über 95% [74]. Durch die konsequente Weiterentwicklung der Silizium-Planartechnologie konnten die Strukturgrößen integrierter Funktionselemente erheblich gesenkt werden. Gleichzeitig sanken infolge des gesteigerten Integrationsgrads die Herstellungskosten; ein Ende dieser Entwicklung ist gegenwärtig noch nicht abzusehen [90]. Die Entwicklung mikromechanischer Bauelemente, z. B. Aktoren und Sensoren, eröffnet neue Anwendungspotentiale, so daß weiterhin mit einem starken Bedarf an Substraten aus monokristallinem Silizium zu rechnen ist.

Einkristallines Silizium wird in einem mehrstufigen Prozeß aus Quarzit ( $\text{SiO}_2$ ) gewonnen. Am Ende der Verfahrensfolge liegt es in Form eines Kristallstabes vor, der zunächst auf einen bestimmten Durchmesser abgeschliffen wird. Vom Rundstab werden dann durch Innentrennschleifen Substratscheiben (Wafer) abgetrennt. Bei diesem Verfahrensschritt wird durch mechanische und thermische Schädigung eine gestörte Randzone hervorgerufen, die in nachfolgenden Schleif-, Läpp- und Poliervorgängen entfernt werden muß, damit die Oberfläche zur Aufbringung von Mikrostrukturen geeignet ist. Insgesamt gehen durch spanabhebende Verfahrensschritte bis zu 80% des Rohmaterials verloren [74, 89, 91, 92].

Die herausragende Stellung einkristallinen Siliziums liegt in seinen elektrischen Eigenschaften, seiner hohen Verfügbarkeit (ca. 27% der Erdkruste), aber auch seinen durch den Gitteraufbau bedingten mechanischen Eigenschaften begründet [93]. Silizium kristallisiert in der kubisch-flächenzentrierten Diamantstruktur (Bild 8). Aufgrund der Anisotropie des Siliziumkristalls hängt das elastische Verhalten von der Kristallrichtung ab [94]. Für Temperaturen unterhalb von 500°C tritt bei Silizium keine plastische Verformung auf. Daraus resultieren Hysteresefreiheit und Alterungsbeständigkeit, aber auch eine hohe Kerbempfindlichkeit [95, 96, 97].



**Bild 8:** Kristallstruktur und physikalische Kennwerte von Silizium

Die Festigkeit und das Bruchverhalten sind von einer Reihe von Autoren mit unterschiedlichen Verfahren untersucht worden. Es zeigte sich ein Streuung der Festigkeitswerte, die am genauesten mit einer Weibull-Verteilung beschrieben werden kann [95]. Die Bruchzähigkeit wird durch das Umgebungsmedium beeinflusst [96, 97]; ein statischer oder dynamischer Ermüdungsmechanismus ist jedoch nicht bekannt [89]. Ein Einfluß der Kristallorientierung auf die Bauteilfestigkeit wurde von verschiedenen Autoren beobachtet, jedoch mit zum Teil widersprüchlichen Ergebnissen [96, 97, 98].

### 3.2 Eigenschaften von Druckflüssigkeiten

Die in Hydrauliksystemen verwendeten Druckflüssigkeiten können in die Gruppen Mineralöle und Sonderflüssigkeiten eingeteilt werden [99]. Unter den letztgenannten bilden die schwerentflammaren Hydraulikflüssigkeiten eine wichtige Untergruppe (Tabelle 1).

Tabelle 1: Schwerentflammare Druckflüssigkeiten (nach [100])

Bezeichnung	Art der Flüssigkeit	Wassergehalt [Gew-%]
HFA	Öl-in-Wasser-Emulsion	95...98
HFB	Wasser-in-Öl-Emulsion	> 40
HFC	Wäßrige Lösungen (vorwiegend mit Glycolen)	35...55
HFD	Wasserfreie Flüssigkeiten (vorwiegend Phosphorsäureester)	0...0,1

Zu den wichtigen physikalischen Eigenschaften der Druckflüssigkeiten zählt die dynamische Viskosität  $\eta$ . Sie kann bei laminarer Strömung aus dem Newtonschen Ansatz der Schubspannung zwischen den Teilchen errechnet werden [101]:

$$\tau = \eta \left( \frac{dv}{dz} \right) \quad (5)$$

In der Technik ist außerdem die auf die Massendichte bezogene kinematische Viskosität  $\nu$  gebräuchlich:

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad (6)$$

Für die beispielsweise beim Drucktrennen eingesetzten Höchstdrücke sind weder Viskosität noch Dichte konstant, sondern hängen vom Fluiddruck ab. Für viele hydraulische Anwendungen muß außerdem die Veränderlichkeit der Viskosität und auch der Dichte durch die Temperatur berücksichtigt werden [102, 103, 104].

### 3.3 Konstruktion und Abdichtverhalten statischer Hochdruckdichtungen

Dichtungen haben die Aufgabe, konstruktionsbedingte Spalte zwischen Maschinenteilen so abzudichten, daß unter den gegebenen Druckdifferenzen kein Flüssigkeitsstrom durch diese Spalte möglich ist [105]. Bei hydrostatischen Bauelementen sind solche Dichtstellen zumeist als Spalte mit parallelen unbewegten Wänden unter Druck beschreibbar. Ohne den Einsatz zusätzlicher Dichtelemente entsteht in solchen Spalten eine analytisch berechenbare laminare Strömung mit parabolischer Geschwindigkeitsverteilung. Der Flüssigkeitsstrom ist reziprok proportional zur dynamischen Zähigkeit der Hydraulikflüssigkeit [102].

Zur vollständigen Abdichtung einer Dichtstelle müssen berührende Dichtungen eingesetzt werden, die als Füllstoffe in den Spalt eingebracht werden. Als notwendige Bedingung für statische Dichtheit gilt dabei, daß die Pressung an der Dichtfläche höher sein muß als der abzudichtende Druck [106].

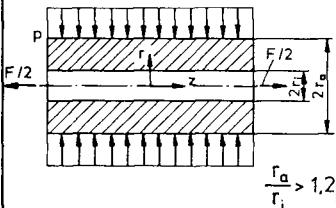
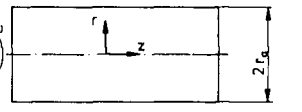
Die Dichtelemente werden heute meist aus Elastomer-Werkstoffen gefertigt. Sie sind verformbar, aber nahezu inkompressibel. Gegenüber dem chemischen Angriff des Druckmediums müssen sie beständig sein, d. h. Veränderungen der Härte, des Volumens, der Zugfestigkeit und der Bruchdehnung dürfen gewisse Grenzen nicht überschreiten. Diese jeweils temperaturabhängigen Wirkungen flüssiger Medien auf Dichtungswerkstoffe werden häufig vereinfachend unter dem Begriff "Quellung" zusammengefaßt [105].

Die Dichtwirkung ringförmiger Dichtelemente hängt von ihrer konstruktiven Gestaltung und dem Einbau ab. Der Ring muß im eingebauten Zustand vorgespannt sein, da er sonst von der Druckflüssigkeit umspült würde. Die durch die Verformung des Dichtelements beim Einbau erreichte Vorspannung bewirkt, daß der Dichtring durch die Druckflüssigkeit gegen die angrenzenden Bauteilflächen gepreßt wird. Wegen der Inkompressibilität der verwendeten Elastomere ( $\mu \approx 0,5$ ) überlagert sich dabei der abzudichtende Druck der Vorspannung. Der resultierende, von der Bauform des Dichtelements abhängige Verlauf der Flächenpressung an der Ringinnenseite wurde von verschiedenen Autoren untersucht [106, 107].

Bei Höchstdrücken muß der Dichtspalt möglichst eng sein, damit der Elastomerring nicht in ihn gepreßt und beschädigt wird. Zu diesem Zweck werden hinter dem Dichtelement häufig aus verschleißfesten Werkstoffen hergestellte Stützringe mit enger Toleranz zum abzudichtenden Bauteil eingebaut [105, 106].

### 3.4 Berechnung der Spannungen in zylindrischen Hohl- und Vollkörpern

Die gleichmäßig auf den Umfang verteilte Belastung von Kreisrohren und Kreiszylindern durch äußeren Druck führt zu einem rotationssymmetrischen Spannungszustand [108]. Dieser kann für sprödharte Werkstoffe mit den Methoden der linearen Elastizitätstheorie berechnet werden. Vollständige analytische Lösungen sind jedoch nur für wenige Spezialfälle der Belastung bekannt, die im folgenden beschrieben werden.

Mittlerer Bereich eines sehr langen zylindrischen Rohrs	Rotierender Vollkreis-zylinder
 <p style="text-align: center;"><math>\frac{r_a}{r_i} &gt; 1,2</math></p>	
$\sigma_r(r,p) = -p \frac{r_a^2}{r_a^2 - r_i^2} \left(1 - \frac{r_i^2}{r^2}\right)$ $\sigma_t(r,p) = -p \frac{r_a^2}{r_a^2 - r_i^2} \left(1 + \frac{r_i^2}{r^2}\right)$ $\sigma_z(r,p) = -p \frac{r_a^2}{r_a^2 - r_i^2} + \frac{F}{\pi (r_a^2 - r_i^2)}$	$\sigma_r = -\frac{\rho \omega^2 r_a^2}{8} \frac{3-2\nu}{1-\nu} \left(1 - \frac{r^2}{r_a^2}\right)$ $\sigma_t = \frac{\rho \omega^2 r_a^2}{8(1-\nu)} \left[3 - 2\nu - (1+2\nu) \frac{r^2}{r_a^2}\right]$ $\sigma_z = 0$ <p><math>\rho</math> = Dichte <math>\nu</math> = Querkontraktionszahl</p>
Quelle: Szabo	325 112413 © IFW

**Bild 9:** Analytische Berechnung rotationssymmetrischer Spannungszustände

Im mittleren Bereich eines sehr langen zylindrischen Rohres, dessen Belastung nur vom Radius, also nicht von  $z$ , abhängt und dessen Mantelfläche Schubspannungsfrei ist, ergeben sich eben bleibende Rohrquerschnitte sowie exakt in radialer, Umfangs- und axialer Richtung orientierte Hauptspannungen (Bild 9). Das gilt auch für den Fall zusätzlicher, an den Zylinderenden in der Zylinderachse angreifender Zug- und Druckkräfte [108]. Mit den aufgezeigten Berechnungsgleichungen können beispielsweise die Spannungen in dickwandigen zylindrischen Behältern unter gleichmäßigem Innen- oder Außendruck berechnet werden [109]. Für  $r_i = 0$  sind die Gleichungen für  $\sigma_r$  und  $\sigma_t$  in der Werkstückmittellachse nicht gültig, so daß ein ruhender Vollzylinder analytisch nicht berechenbar ist.

Diese Problematik tritt beim rotierenden Vollkreiszyylinder wegen der zusätzlichen Fliehkräfte nicht auf (vgl. Bild 9). Wollte man für diesen Fall einen überlagerten Außendruck berücksichtigen, so müßten die dann an der Mantelfläche auftretenden Schubspannungen einbezogen werden. Aus der Literatur ist eine solche Berechnung nicht bekannt [108, 110].

Zur Berechnung ruhender endlicher Vollkörper mit einer ungleichmäßigen Belastung, beispielsweise einem Pressungsverlauf, müssen Näherungsverfahren herangezogen werden. Ein in vielen Bereichen der Technik genutztes Verfahren zur Lösung von Fragestellungen, die sich im allgemeinen durch Differentialgleichungen beschreiben lassen, ist die Finite-Elemente-Methode (FEM) [111]. Im Falle eines rotationssymmetrischen Körpers unter einer entsprechenden Belastung wird die FEM-Berechnung dadurch vereinfacht, daß eine Hauptspannung stets eine Umfangsspannung ist. Die Berechnung kann weitgehend zweidimensional erfolgen und auf einen Halbschnitt beschränkt werden [112].

### **3.5 Bruchvorgänge in sprödharten Werkstoffen**

Als Grundkonzept für die Betrachtung von Bruchvorgängen in sprödharten Werkstoffen wird heute in der Technik zumeist die linearelastische Bruchmechanik benutzt. Sie geht von der Analyse des mechanischen Verhaltens eines Einzelrisses in einem linearelastischen, homogenen und isotropen Kontinuum aus [113].

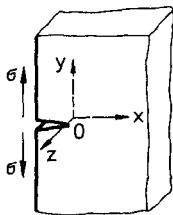
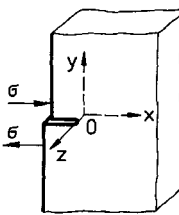
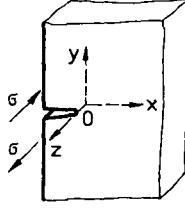
#### **3.5.1 Bruchmechanische Grundlagen**

Die in einem realen Werkstück an einem Riß vorliegenden komplexen Spannungsfelder lassen sich bruchmechanisch durch Überlagerung von drei Beanspruchungsarten (Modi) darstellen (Bild 10). Für die spröde Rißausarbeitung ist Modus I am wesentlichsten; die Querschere (III) spielt in der Praxis keine Rolle [114].

Die Spannungsverteilung in einer Scheibe unter der Beanspruchung I durch eine äußere Zugspannung  $\sigma_0$  senkrecht zur Rißfläche hat den in Bild 11 gezeigten Verlauf. Im Abstand  $r$  zur Rißspitze ergibt sich in Richtung des Rißligaments, d.h. für  $\varphi = 0$ , eine Spannung  $\sigma_r$ :

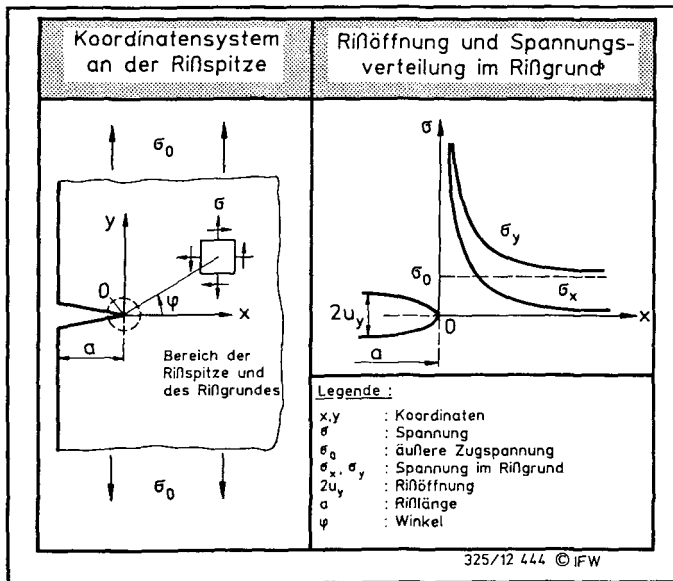
$$\sigma_r = 2\sigma_0\sqrt{a/r} \quad (7)$$

Es wird angenommen, daß  $r$  einen endlichen Wert in der Größenordnung der Atomabstände hat. Wenn  $\sigma_r$  ebenfalls einen bestimmten Wert annimmt, muß das Produkt  $\sigma_0\sqrt{a}$  konstant sein. Diese Vorstellung konnte experimentell bestätigt werden [12].

Beanspruchung	einfache Riöffnung	Längsscherung	Querscherrung
Darstellung			
Modus	I	II	III

325/12 446 © IFW

**Bild 10:** Beanspruchungsarten (Modi) der Bruchmechanik



325/12 444 © IFW

**Bild 11:** Spannungsverlauf in einer Scheibe unter Zugbelastung (Modus I)

Die aufgezeigten Zusammenhänge führten dazu, die bei der Beanspruchung I vor einer Rißspitze auftretenden Normalspannungen durch eine dazu proportionale Größe zu beschreiben: den Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$ . Er hängt von der Riß- und Bauteilgeometrie sowie der Belastungsart ab:

$$K_I = \sigma_0 \sqrt{a} \cdot f_k \quad (8)$$

Die Berechnung der geometrischen Korrekturfunktion  $f_k$  für bestimmte Einzelrisse in Scheiben unter Zugbelastung senkrecht zur Rißfläche ist in Bild 12 zusammengefaßt.

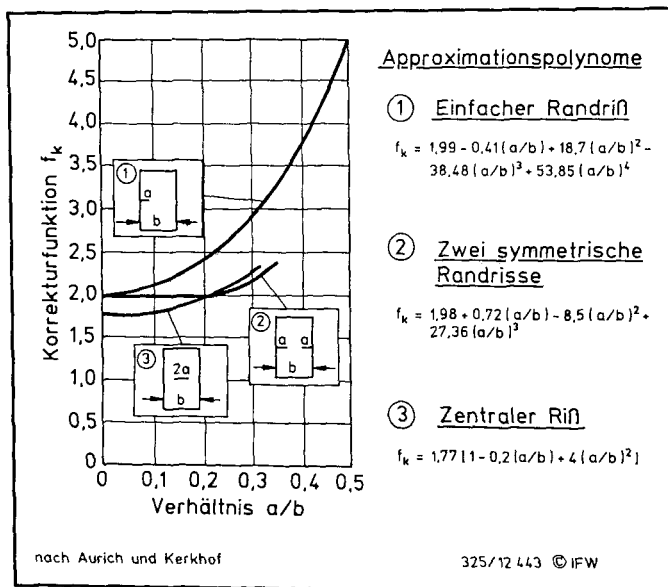


Bild 12: Berechnung der Korrekturfunktion  $f_k$

### 3.5.2 Rißausbreitung

Die Rißausbreitung erfolgt bei einem Realbauteil von dem Anriß mit der größten Spannungskonzentration an der Rißspitze ausgehend. Für die Rißverlängerung muß dabei die Oberflächenenergie sowie die Verformungsenergie aufgebracht werden; unter Umständen spielen zusätzlich auch chemische Reaktionen und Adsorptionsvorgänge eine Rolle [114].



Es werden verschiedene Phasen der Rißausbreitung unterschieden:

i) Stabiles Rißwachstum

Die Abmessungen des Risses werden nur langsam vergrößert. Das stabile Rißwachstum kann jederzeit durch Entlasten zum Stillstand gebracht werden.

ii) Rißauslösung

Der Moment des Übergangs zum instabilen Rißwachstum ist dadurch gekennzeichnet, daß die bei Rißverlängerung freiwerdende Energie gleich der Oberflächen- und Verformungsenergie ist. Die Spannungsintensität erreicht einen als Bruchzähigkeit bezeichneten kritischen Wert:

$$K_{Ic} = \sqrt{G_{Ic} \cdot E} \quad (9)$$

iii) Instabile Rißausbreitung

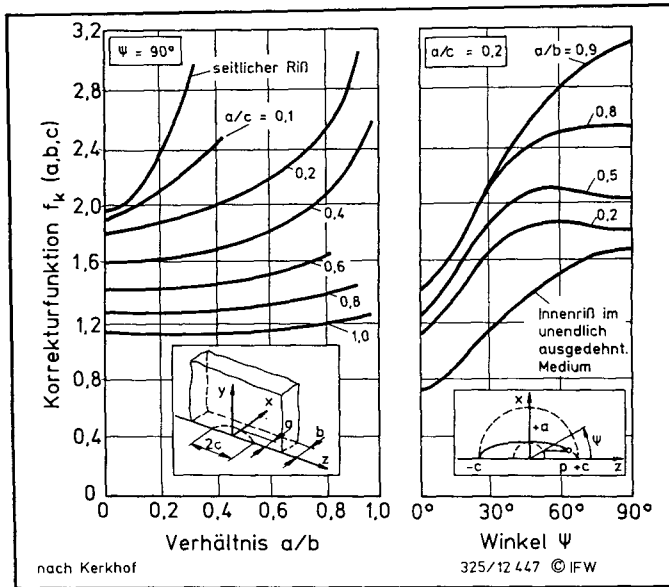
Der ausgelöste Riß breitet sich mit zunehmender Geschwindigkeit aus. Die freiwerdende Energie wird in kinetische Energie umgesetzt.

iv) Rißauffangen

Steht beispielsweise durch plötzlich abnehmende Last keine ausreichende Energie zur Rißverlängerung zur Verfügung, so kann auch ein instabiler Riß wieder verlangsamt oder sogar zum Stehen gebracht werden.

Die vom Anriß ausgehende Rißfront dringt senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung in das Bauteil ein, wobei die gegenseitige Verschiebung der Rißufer, d.h. die Rißöffnung, parabelförmig ist (vgl. Bild 11).

Die Rißfront weist eine Tendenz zur halbkreisförmigen Ausbreitung auf, was am beispielsweise auf Schleifriefen anwendbaren Modell des halbelliptischen Oberflächenrisses unter Zugspannung deutlich wird [115]. Der in Bild 13 gezeigte Verlauf der  $K_I$ -Korrekturfunktion zeigt für einen flachen Anriß ( $a/b \ll 1$ ) einen Anstieg mit dem Winkel  $\psi$  bis zum Scheitelpunkt ( $\psi = 90^\circ$ ), so daß der Riß sich in dem Scheitelpunkt schneller aufweitet als am Rand. Die Darstellung verdeutlicht außerdem, daß ein kleineres Achsenverhältnis  $a/c$  den Maximalwert von  $K_I$  erhöht. Ein langer Anriß, beispielsweise eine Schleifriefe, bewirkt bei gleicher Tiefe also eine höhere Spannungsintensität als ein kurzer.



**Bild 13:** Halbelliptischer Oberflächenanriß unter Zugspannung

### 3.5.3 Überlagerung der Beanspruchungsmodi I und II

Ist die Rißfläche nicht senkrecht zur Beanspruchungsrichtung orientiert, so ist der Riß einer gleichzeitigen Beanspruchung durch die Modi I und II ausgesetzt (Bild 14).

Die resultierenden Spannungsintensitäten ergeben sich durch lineare Überlagerungen der Spannungen der Einzelmodi zu:

$$K_I = \sigma_1 \cdot \cos^2 \vartheta \cdot \sqrt{a} \cdot f_k \quad (10)$$

$$K_{II} = \sigma_1 \cdot \sin \vartheta \cdot \cos \vartheta \cdot \sqrt{a} \cdot f_k \quad (11)$$

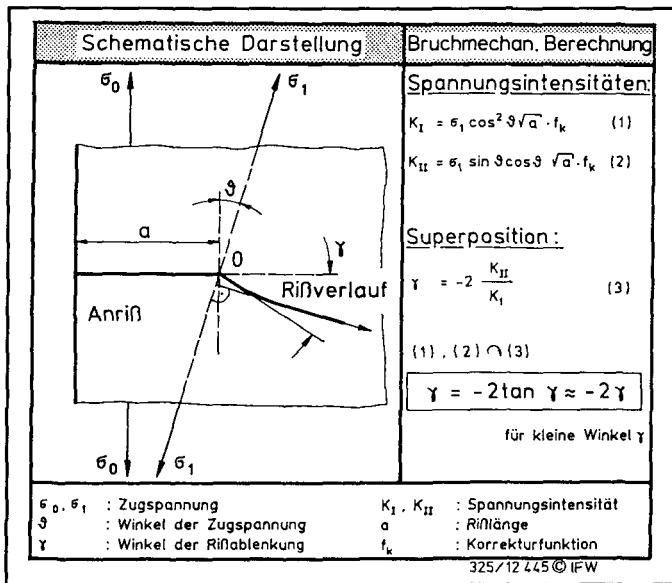
Für den ersten differentiellen Rißfortschritt ergibt sich aus der bruchmechanischen Analyse eine Rißerweiterung, deren Richtung nicht exakt senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung ist. Mit

$$\gamma^* = -2 \cdot \frac{K_I}{K_{II}} \quad (12)$$

und den Gleichungen (10) und (11) ergibt sich für kleine Winkel:

$$\gamma^* = -2 \tan \gamma \approx -2 \gamma \quad (13)$$

Erst später nimmt der sich erweiternde Riß die zu  $\sigma_1$  senkrechte Richtung an [113].



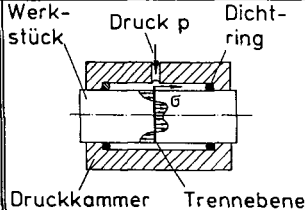
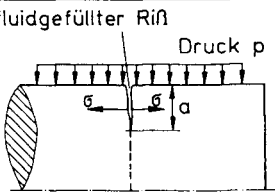
**Bild 14:** Überlagerung der Modi I und II

### 3.6 Trennmechanismen beim Drucktrennen sprödharter Werkstoffe

In den wenigen bisherigen Veröffentlichungen zum Drucktrennen wurden nur wenige und teilweise widersprüchliche Aussagen zum Trennmechanismus gemacht [4-9]. Eine Begründung für die Ausbildung der Form- und Oberflächenstruktur der erzeugten Bauteile fehlt völlig. Auch wurden die Auswirkungen der Art und Geschwindigkeit des Druckaufbaus auf das Werkstück bisher nicht untersucht.

Bridgman [4] konnte die Ursache des Trennvorgangs überhaupt nicht schlüssig erklären, da er von der Vorstellung ausging, daß im Werkstück aufgrund der ausschließlichen Belastung der Mantelfläche lediglich Radial-, nicht jedoch Axialspannungen entstehen könnten und das Versagen somit senkrecht zur Wirkrichtung eintreten würde.

Sato [6] nahm an, daß durch den Fluiddruck im Werkstückinneren ein zweiachsiger Druckspannungszustand hervorgerufen würde, aus dem in axialer Richtung Zugspannungen resultierten. Er führte demzufolge die Werkstücktrennung auf ein Überschreiten der Zugfestigkeit im Werkstückinnern zurück (Bild 15). Diese Hypothese steht jedoch im Widerspruch zur in derselben Untersuchung gemachten Beobachtung, daß der Ort der Werkstücktrennung durch Ankerung an der Mantelfläche vorgegeben werden kann.

Trennmechanismus	Überschreiten der Zugfestigkeit	Überschreiten der Bruchzähigkeit
Ausgangsort	Werkstückinneres	Werkstückoberfläche
Prinzipdarstellung		
Trennkriterium	$\sigma_c = R_m \quad (1)$ <p><math>\sigma_c</math> = kritische Spannung  <math>R_m</math> = Zugfestigkeit</p>	$\sigma_c = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{a} \cdot f_k} \quad (2)$ <p><math>K_{Ic}</math> = Bruchzähigkeit  <math>a</math> = Rißlänge  <math>f_k</math> = geom. Korrekturfunktion</p>

325/10 079 © IFW

**Bild 15:** Hypothesen zum Trennmechanismus des Drucktrennverfahrens

Chandrasekar und Shaw [8] gingen sowohl für ungekerbte als auch für gezielt angekerbte Proben von einer Trennung durch Spannungsüberhöhung an Oberflächenanrissen aus (Bild 15). Sie stellten fest, daß der Trenndruck mit steigender Kerbtiefe und -schärfe für die von ihnen untersuchten Werkstoffe Glas, Keramik und Silizium abnahm. Ein entgegengesetzter Effekt wurde für optisches Glas durch eine Ätzbehandlung der Oberfläche mit Flußsäure vor dem Trennvorgang erreicht. Die Trenndrücke korrelierten mit in Vierpunkt-Biegeversuchen ermittelten Festigkeiten von Werkstücken mit vergleichbaren Oberflächendefekten.

Hinweise auf den Trennmechanismus können auch weitere Versuchsergebnisse geben, die von den jeweiligen Autoren nicht erklärt werden konnten. So stellte Sato [6] beim Trennen von Marmor fest, daß der Trenndruck bei der Verwendung von Turbinenöl als Druckmedium wesentlich höher liegt als mit Wasser. Außerdem ermittelte er den Einfluß einer der durch den Fluiddruck hervorgerufenen Belastung überlagerten Zugspannung auf den Trenndruck und die Rauheit von Pyrex-Glas. Er fand heraus, daß durch die zusätzliche Axialbelastung der zur Trennung notwendige Mantelflächendruck reduziert wurde, wobei jedoch die Rauheit der Schnittfläche zunahm.

Chandrasekar und Shaw [8] stellten an druckgetrennten Werkstücke aus Glas zwar eine mit dem Tastschnittverfahren kaum meßbare Rauheit, andererseits jedoch eine erhebliche Welligkeit fest. Polykristalline Werkstücke wiesen überwiegend interkristalline Bruchflächen und daher erhebliche Rauheiten auf. In Untersuchungen an monokristallinem Silizium [111] gelang es nicht, dieses entlang seiner niedrig indizierten Gitterebene zu trennen. Die Bruchfläche wies Anteile verschiedener Netzebenen und daher ebenfalls eine erhebliche Rauheit auf.

#### **4      Aufgabenstellung**

Das Drucktrennen ist ein neuartiges Verfahren zum spanlosen Trennen sprödharter zylindrischer oder prismatischer Werkstücke durch Einwirkung von Fluidhochdruck auf die Mantelfläche des Bauteils. Die Verfahrenspotentiale liegen in der bisher nur mit Diamantwerkzeugen erreichbaren Oberflächengüte der Werkstücke, aber auch in der Abfallvermeidung, Geräuschkürzung und einer im Vergleich zu konventionellen Trennverfahren geringeren Energieaufnahme. In den wenigen bisherigen Untersuchungen zum Drucktrennen wurden diese Potentiale zwar aufgezeigt, jedoch keine systematische Vorgehensweise zu ihrer Nutzung vorgestellt. Es liegen kaum Erkenntnisse über Zusammenhänge zwischen den Prozeßeingangsgrößen und den resultierenden Oberflächen- und Randzoneigenschaften des Werkstücks vor. Insbesondere wurden der Trennmechanismus und die Entstehung der Form und Feinstruktur der Trennfläche noch nicht hinreichend geklärt.

Eine Weiterentwicklung der bisherigen Prozeßtechnologie erfordert ein besseres Verständnis der Wirkzusammenhänge des Verfahrens. Die Werkstückbelastung durch das Fluid ist daher theoretisch zu analysieren und der Rißfortschritt zu beschreiben. In begleitenden Untersuchungen ist der Einfluß von Stell- und Systemgrößen auf den Prozeßverlauf und das Arbeitsergebnis experimentell zu ermitteln. Insbesondere ist der Einfluß des Werkstoffgefüges auf den Trennprozeß für amorphe sowie ein- und mehrkristalline Werkstoffe zu untersuchen.

Ein Aufgabenschwerpunkt ist die Untersuchung verschiedener Methoden der Rißinitiierung. Unterschiedliche Arten und Formen der Kerbeinbringung in die Mantelfläche des Werkstückes sind in ihrer Auswirkung auf Prozeßverlauf und Arbeitsergebnis zu untersuchen.

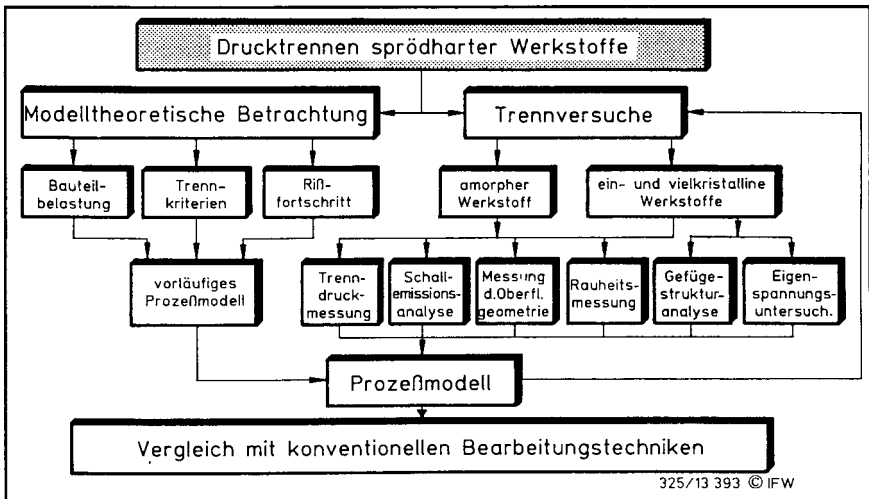
Die Beurteilung des Arbeitsergebnisses soll durch Messung der Form- und Maßgenauigkeit sowie der Oberflächengüte erfolgen. Außerdem soll untersucht werden, ob durch den Drucktrennprozeß die Randzoneigenschaften des Bauteils, insbesondere der Spannungszustand, beeinflußt werden.

Die Ergebnisse der theoretischen Analyse sollen mit denen der experimentellen Untersuchungen zu einem Prozeßmodell verknüpft werden, welches eine Quantifizierung der technologischen Zusammenhänge gestattet und eine gezielte Prozeßauslegung für bestimmte Werkstoffe ermöglicht. Auf dieser Grundlage ist ein Vergleich des Drucktrennens mit konventionellen Trennverfahren durchzuführen, der es ermöglicht, die Einsatzmöglichkeiten des Drucktrennverfahrens in der industriellen Praxis zu beurteilen.

## 5 Vorgehensweise und Versuchsplanung

Ausgehend von der dargelegten Aufgabenstellung wurde eine mehrstufige Vorgehensweise entwickelt, um die aufgezeigten Zielvorgaben zu erreichen (Bild 16).

Zunächst wird eine rechnergestützte Analyse der beim Drucktrennen vorliegenden Bauteilbelastung durchgeführt. Aus der Mechanik bzw. Bruchmechanik bekannte Trennkriterien werden speziell für das Drucktrennverfahren formuliert, und der Rißfortschritt im fluidbelasteten Werkstück wird bruchmechanisch beschrieben. Die Ergebnisse werden dann zu einem vorläufigen Prozeßmodell verknüpft.



**Bild 16:** Vorgehensweise

Parallel dazu werden die Wirkzusammenhänge des Verfahrens an Werkstücken aus optischem Glas versuchstechnisch überprüft. Im einzelnen sollen die Einflüsse der Oberflächenstruktur und der Geometrie der Werkstücke auf den Trennprozeß und die erzeugten Bauteiloberflächen untersucht werden. Durch Variation des Druckmediums und der Belastungsfunktion, insbesondere der Belastungsgeschwindigkeit, wird darüber hinaus systematisch ermittelt, ob der Prozeßverlauf und das Arbeitsergebnis durch statische und dynamische Werkstoffermüdung beeinflusst werden. Während der Trennung wird der Fluiddruck gemessen und so der Druck im Moment der Werkstücktrennung erfaßt. Außerdem wird in Stichversuchen die Schallemission während des Trennprozesses aufge-

zeichnet. Die erzeugten Trennflächen werden auf der Grundlage von Messungen der Oberflächengeometrie und -rauheit charakterisiert.

Durch einen Vergleich der an optischem Glas ermittelten Versuchsergebnisse mit unter gleichen Eingangsgrößen auf der Basis des vorläufigen Prozeßmodells berechneten Werten wird der Trennmechanismus geklärt und das theoretisch hergeleitete Prozeßmodell präzisiert.

Auf der so geschaffenen modelltheoretischen Grundlage erfolgt eine gezielte Versuchsplanung für Untersuchungen an keramischen Werkstoffen und monokristallinem Silizium. Neben einer Überprüfung der bisher aufgezeigten Zusammenhänge dienen diese Versuche dazu, den Einfluß der Gefügestruktur auf den Trennprozeß und das Arbeitsergebnis zu ermitteln. Zusätzlich zu den bisher genannten Auswertemethoden wird daher der Einfluß der Bearbeitung auf die Werkstückrandzone durch Untersuchungen der erzeugten Gefügefeinstruktur und des Eigenspannungszustands ermittelt.

Auf der Grundlage des durch die letztgenannten Messungen vervollständigten Prozeßmodells erfolgt eine Beurteilung der Anwendbarkeit des Drucktrennverfahrens in der industriellen Praxis. Zu diesem Zweck wird ein Vergleich mit konventionellen Trennschleifverfahren anhand der erzielbaren Form- und Maßgenauigkeit, der Oberflächengüte sowie der Umweltbilanz durchgeführt.



## 6 Versuchstechnik

### 6.1 Versuchsanlage

Die Trennversuche wurden mit einer speziell für das Drucktrennen ausgelegten Hochdruck-Impulstestanlage Maximator PS 302.00.00 der Firma Schmidt, Kranz & Co, Zorge/Südharz durchgeführt. Die Anlage ist aus den drei Baugruppen Trennkammer, Hydraulikaggregat und Steuerschrank aufgebaut (Bild 17).

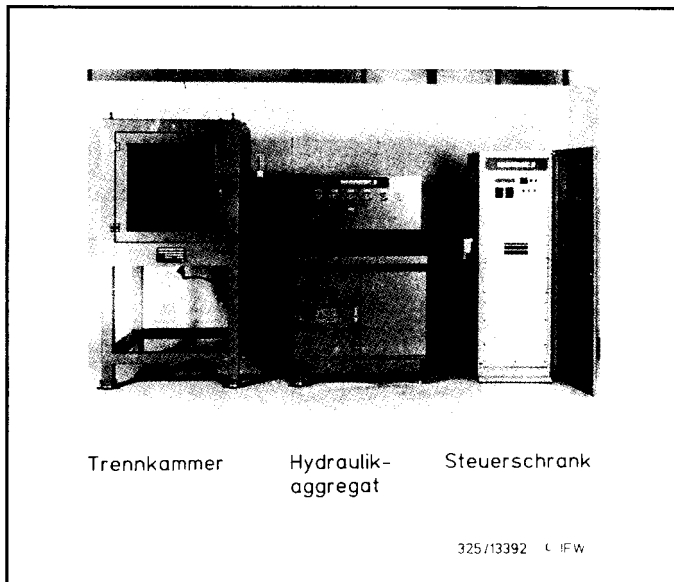


Bild 17: Versuchsanlage

#### 6.1.1 Druckerzeugung und -regelung

Das Funktionsprinzip der Versuchsanlage ist aus ihrem in Bild 18 gezeigten Meß- und Regelkreis ersichtlich. Durch ein mit Öl betriebenes Hydraulikaggregat wird ein Vordruck von  $p_0 = 240$  bar erzeugt. Dieser wird über ein elektrohydraulisches Servoventil, dessen Ausgangsseite durch einen im Steuerschrank integrierten Rechner regelbar ist, anteilig an die Primärseite eines Druckübersetzers weitergegeben. Durch Druckverluste im Servoventil beträgt der Maximaldruck hier  $p_1 = 210$  bar.

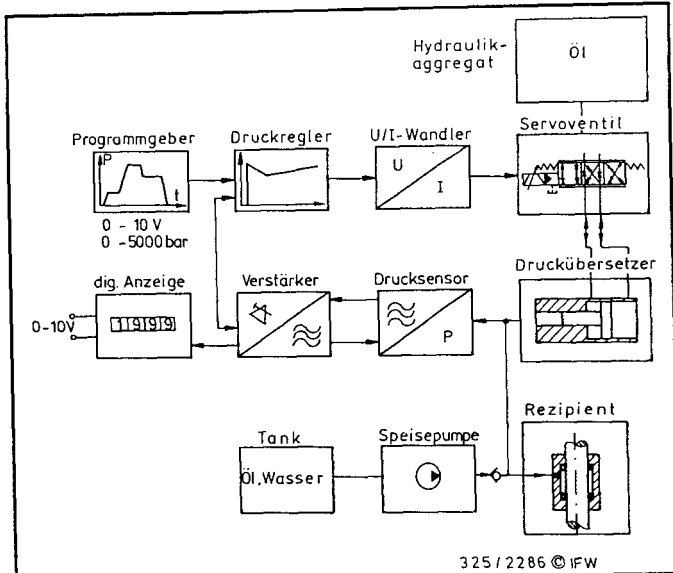


Bild 18: Meß- und Regelkreis der Versuchsanlage

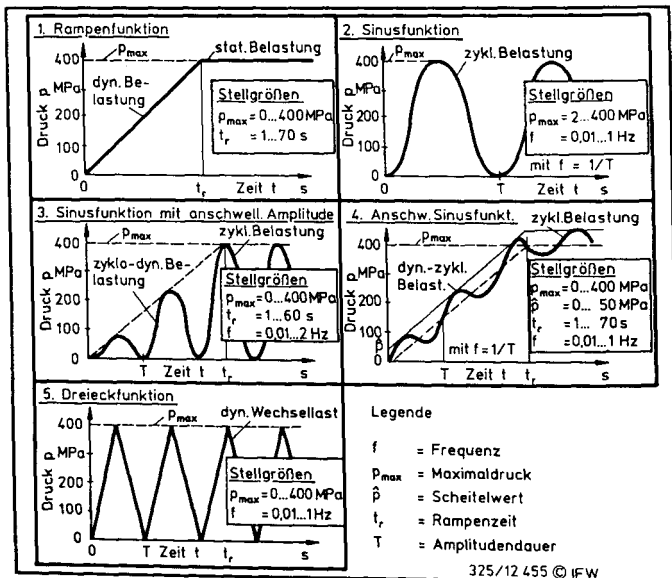


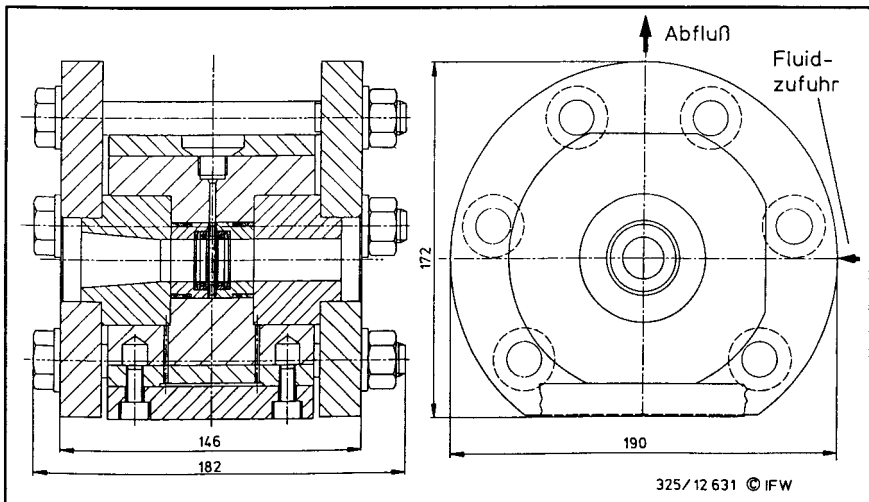
Bild 19: Integrierte Belastungsfunktionen der Drucktrennanlage

Mit der eingebauten Steuerung können über das Servoventil statische, dynamische sowie verschiedene zyklische Belastungsfunktionen realisiert werden (Bild 19). Außerdem ist mittels eines eingebauten Analogeingangs die Einspeisung beliebiger Funktionsverläufe möglich. Die Maximalbelastung der Versuchsanlage wird bei sinusförmiger Belastung mit einem Höchstdruck von 4000 bar und einer Schwellfrequenz von 1 Hz erreicht (vgl. Kapitel 11).

Der Druckübersetzer arbeitet mit einem Übersetzungsverhältnis von  $i = 24$ , so daß auf der Sekundärseite theoretisch Drücke bis zu  $p_2 = 5040$  bar erreicht werden können. Um jedoch auf keinen Fall die Streckgrenze des für die nachgeschaltete Trennkammer eingesetzten Stahls zu überschreiten, wurde der Sekundärdruck steuerungstechnisch auf  $p_2 = 4000$  bar begrenzt.

### 6.1.2 Trennkammer und Dichtelemente

Die Trennkammer ist für zylindrische Werkstücke mit einem Durchmesser von  $d = 20$  mm ausgelegt (Bild 20). Sie ist zweischalig aufgebaut, wobei die äußere Schale auf die innere aufgeschraubt und dadurch ein der Fluidbelastung entgegenwirkender Spannungszustand erzeugt wird (Armiervorverfahren).

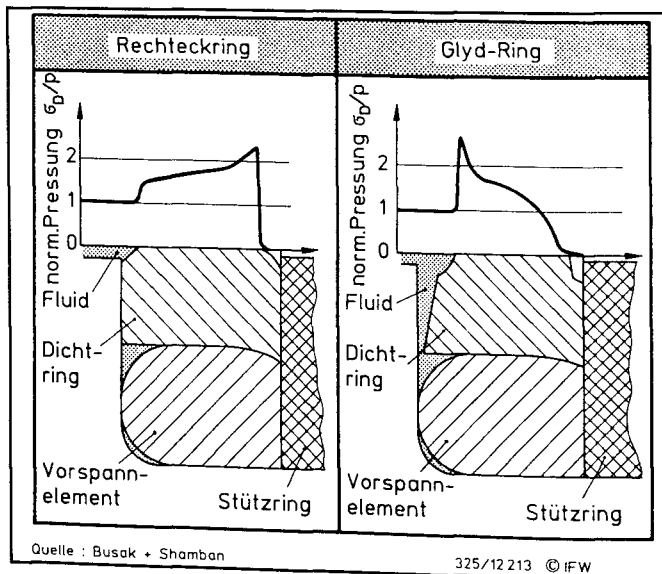


**Bild 20:** Trennkammer

Das Druckmedium wird durch eine horizontale Bohrung in die Druckkammer eingeleitet und gelangt in die äußere Ringnut einer Hülse. Von dort wird es durch sechs gleichmäßig auf dem Umfang verteilte Radialbohrungen in eine innere Ringnut geleitet, wo es auf die Mantelfläche des Werkstücks wirkt. Durch die Hülse wird eine gleichmäßige Druckverteilung auch bei hohen Belastungsgeschwindigkeiten gewährleistet.

Die Abdichtung des Spaltes zwischen Trennkammer und Werkstück erfolgt jeweils durch eine Kombination aus vier Funktionselementen. Der aus einem als Turcon bezeichneten Spezialkunststoff mit hohem Bronzeanteil gefertigte Dichtring wird durch einen Elastomer-Rundschnurring vorgespannt. Bei Druckbeaufschlagung wird eine Spaltextrusion des Dichtringes auf der druckabgewandten Seite durch eine Kombination aus zwei keilförmigen Bronze-Stützringen verhindert, welche die Dichtspaltbreite stark reduzieren. Mit steigendem Fluiddruck wird der innere Durchmesser des der Druckseite zugewandten Stützrings infolge der Keilwirkung immer weiter verringert, so daß mit den eingesetzten Dichtelementen auch bei Einsatz von HFA-Flüssigkeit eine vollständige Abdichtung bei Höchstbelastung der Anlage gewährleistet ist.

Die Wirkungsweise eines Dichtelements ist aus dem Pressungsverlauf an der Dichtfläche ersichtlich. Für die untersuchten Dichtelemente sind diese Verläufe vom Hersteller durch FEM-Untersuchungen ermittelt worden (Bild 21).



**Bild 21:** Dichtelemente und Pressungsverlauf

Es zeigte sich, daß die Pressung in erster Näherung linear mit dem Druck ansteigt, so daß eine auf den Druck normierte Darstellung gewählt wurde. Für das als Standardring eingesetzte Element mit rechteckigem Profilquerschnitt ergibt sich ein Pressungsverlauf mit einem Maximum in unmittelbarer Nähe der druckabgewandten Dichtkante. Die maximale Pressung liegt um ca. das 2,5fache über dem Fluiddruck, so daß die Bedingung für statische Dichtheit erfüllt ist (vgl. Abschnitt 3.3).

Der Pressungsverlauf eines hauptsächlich für dynamische Abdichtungen eingesetzten sog. Glyd-Ringes weist dagegen ein Pressungsmaximum an der druckzugewandten Dichtkante auf. Diese Bauform wurde nicht versuchstechnisch überprüft, sondern der Pressungsverlauf für eine vergleichende Berechnung auf der Grundlage des konsolidierten Prozeßmodells genutzt (vgl. Kapitel 5).

### **6.1.3 Meßeinrichtungen**

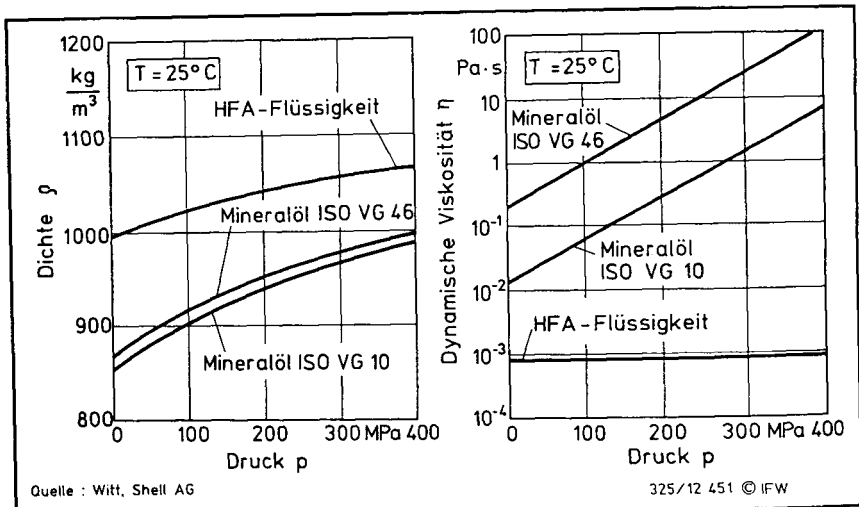
Der erzeugte Druck wird an der Sekundärseite des Druckübersetzers mit einem Hochdruckaufnehmer vom Typ 8219 R-5000 der Fa. Burster, Gernsbach, gemessen. Eine zum Druck proportionale Spannung zwischen 0 und 10 V kann an dem als "Istwert" gekennzeichneten Ausgang am Steuerschrank abgegriffen werden.

Auf dem Display des Steuerschranks wird der jeweilige Istwert sowie der aktuelle Höchstwert eines Meßzyklus angezeigt. Für rampenförmige Druckverläufe entspricht dieser Wert nach erfolgter Werkstücktrennung dem Trenndruck. Ein zweiter, als "Sollwert" gekennzeichnete Ausgang des Steuerschranks ermöglicht es, den vom internen Rechner vorgegebenen Druckverlauf zu messen. Der Soll- und der Istdruck wurden während der Versuche mit einem Linienschreiber der Fa. Linseis, Selb, vom Typ L 2200 aufgezeichnet.

## **6.2 Druckmedien**

Für die durchgeführten Untersuchungen wurde eine leicht alkalische 3%ige Öl-in-Wasser-Emulsion (HFA-Flüssigkeit) als Standardmedium eingesetzt ( $\text{pH} = 8,9$ ). Zur Überprüfung des Fluideinflusses auf den Prozeßverlauf wurden außerdem zwei Mineralöle unterschiedlicher Zähigkeit verwendet.

Die für das Drucktrennen besonders wichtigen Eigenschaften Dichte und dynamische Zähigkeit sind in Bild 22 für Drücke bis zu 4000 bar dargestellt. Die HFA-Flüssigkeit weist eine konstante geringe Zähigkeit bei kleiner Dichteänderung auf. Die eingesetzten Öle sind stärker kompressibel, und ihre dynamische Zähigkeit nimmt mit steigendem Druck in starkem Maße zu.



**Bild 22:** Viskosität und Dichte von Hydraulikflüssigkeiten in Abhängigkeit vom Druck

### 6.3 Versuchswerkstoffe

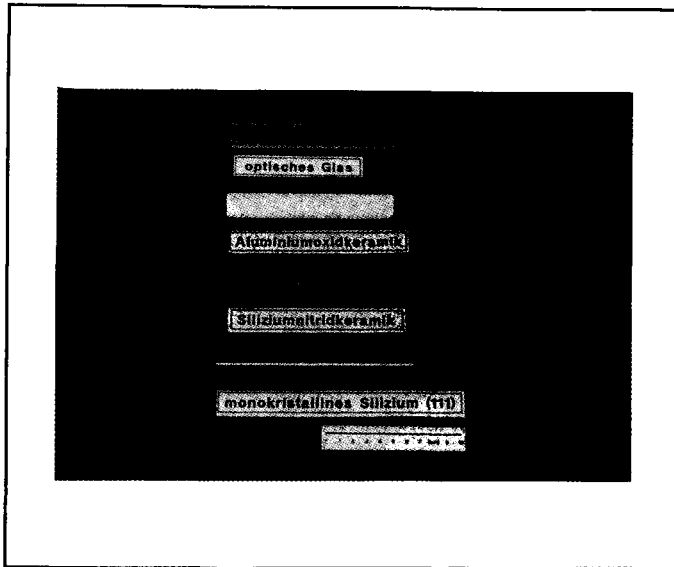
Alle Versuchswerkstücke wurden als rundgeschliffene Stäbe ( $\varnothing 20\text{h}8 \times 128\text{ mm}$ ) geliefert<sup>1)</sup> (Bild 23). Für die Untersuchungen wurde als amorpher Standardwerkstoff optisches Glas BK 7 der Firma Schott Glaswerke, Mainz, verwendet.

Als mehrkristalline Werkstoffe kamen die Aluminiumoxidkeramik B40 und die Siliziumnitridkeramik ND200 der Firma Cerasiv GmbH, Plochingen, zum Einsatz.

Für die Untersuchungen an einkristallinen Werkstoffen wurden Siliziumstäbe der Kristallorientierungen [111], [110] und [100] von der Freiburger Elektronikwerkstoffe GmbH, Freiberg/Sachsen, bezogen.

In Bild 24 sind die wichtigsten Materialkennwerte der keramischen Versuchswerkstoffe und des verwendeten optischen Glases zusammengefaßt. Die entsprechenden Werte für monokristallines Silizium sind Bild 8, S. 14, zu entnehmen.

<sup>1)</sup>  $l = 144\text{ mm}$  für einkristallines Silizium



**Bild 23:** Versuchswerkstücke

Werkstoff	Optisches <sup>1</sup>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> -SiO <sub>2</sub> - <sup>2)</sup>	Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> -Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub> - <sup>2)</sup>
Eigenschaften	Glas BK7	Keramik B40	Keramik ND200
Dichte $\rho$ [g/cm <sup>3</sup> ]	2,51	3,82	3,25
Wärmeausdehnungs- koeffizient $\alpha$ [-10 <sup>-6</sup> /K]	7,1	7,2	3,2
Wärmeleit- fähigkeit $\lambda$ [W/mK]	1,114	28	9
Spez. Wärme $c_p$ [J/g K]	0,858	0,9	0,8
Elastizitätsmodul E [GPa]	82	340	290
Poissonzahl $\nu$	0,206	0,23	0,26
Härte [HV 0,5]	610	1700	1500
Biegebruch- festigkeit $\sigma_b$ [MPa]	50,3	300	600
Weibull-Modul m	13,3	11	10
Druckfestigkeit $\sigma_{\infty}$ [MPa]	ca.500 bis 750	2000	3000
Bruchzähigkeit $K_{IC}$ [MPa $\sqrt{m}$ ]	1,08	4,2	7,3

Quellen : <sup>1</sup> Schott <sup>2)</sup> Cerasiv

325/12 630 © IFW

**Bild 24:** Werkstoffkennwerte der Versuchswerkstücke

Von großer Bedeutung für den Verlauf des Drucktrennprozesses kann die von der Vorbehandlung abhängige Feinstruktur der Mantelfläche des Werkstücks sein. Sie wird für die Versuchswerkstücke im wesentlichen während des abschließenden Außenrundschleifprozesses erzeugt, für den jedoch keine genauen Angaben zur Schleifscheibenspezifikation, den Maschinenstellgrößen und der Oberflächenqualität der Werkstücke vorlagen. Die Oberflächenrauheit der Versuchswerkstücke wurde daher mit einem elektrischen Tastschnittgerät vom Typ S6P der Firma Perthen, Göttingen, gemessen. Es kam ein Einkufentaster vom Typ RHT 3/6-50 mit einem Meßbereich von  $\pm 50 \mu\text{m}$ , einem Spitzenradius von  $5 \mu\text{m}$  und einem Spitzenwinkel von  $60^\circ$  zum Einsatz. Die Rauheitsmessung wurde in Mittelachsrichtung sowie über eine Drehvorschubeinrichtung in Umfangsrichtung durchgeführt. Zur statistischen Absicherung wurden an je fünf Werkstücken einer Charge jeweils fünf Messungen in beide Richtungen durchgeführt. Die Beschreibung und Bewertung der geschliffenen Oberflächen erfolgte anhand der DIN-Kennwerte  $R_a$ ,  $R_t$ ,  $R_{z\text{DIN}}$ . Die Ergebnisse der Untersuchungen sind in Tabelle 2 zusammengefaßt.

Tabelle 2:      Oberflächeneigenschaften der Versuchswerkstücke

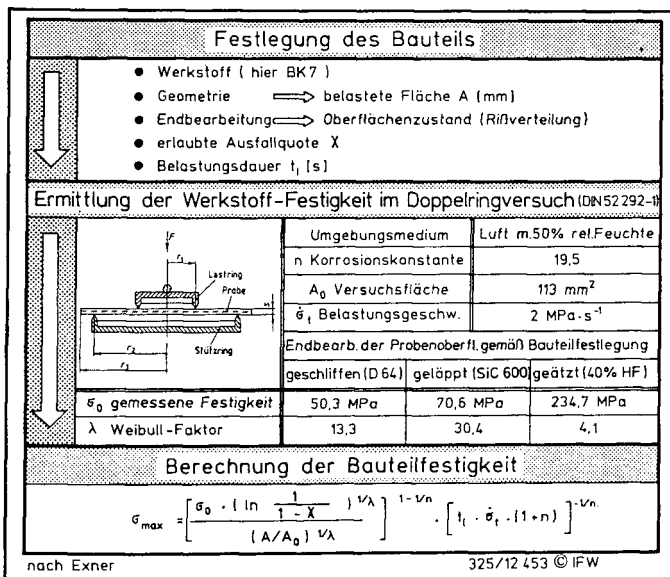
Werkstoff	Mittenrauhwert $R_a [\mu\text{m}]$	Gemittelte Rauhtiefe $R_{z\text{DIN}} [\mu\text{m}]$	Maximale Rauhtiefe $R_t [\mu\text{m}]$
Opt. Glas BK 7	0,6	4,4	7,1
$\text{Al}_2\text{O}_3$ -Keramik	0,9	7,3	14,9
$\text{Si}_3\text{N}_4$ -Keramik	1,1	8,1	15,4
Si [111], [110], [100]	0,5	4,3	9,0

Da einzelne Schleifriefen als scharfe, potentiell bruchauslösende Kerben aufgefaßt werden müssen, kommt dem Kennwert  $R_t$  im untersuchten Zusammenhang die größte Bedeutung zu. Einschränkung ist jedoch anzumerken, daß allein aus der maximalen Rauhtiefe nicht auf das Vorhandensein eines scharfen Kerbs entsprechender Tiefe geschlossen werden kann, da Form und Lage einer Fehlstelle bei der Auswertung unberücksichtigt bleiben. Außerdem werden eventuelle Tiefenschädigungen der Randzone unterhalb der Oberfläche sowie besonders feine Anrisse mit dem verwendeten Tastschnittverfahren nicht erfaßt.



### 6.3.1 Optisches Glas

Die als Versuchswerkstoffe eingesetzte Sorte BK 7 ist ein sogenanntes Kronglas. Diese durch den Buchstaben "K" markierte Glasgruppe setzt sich vornehmlich aus den Netzwerkbildnern  $\text{SiO}_2$  (75% bei BK 7) und  $\text{B}_2\text{O}_3$  (11.2%) zusammen. Als weitere Bestandteile können noch ein- oder zweiwertige Oxide (14.8%) enthalten sein [19]. Die vom Hersteller angegebene Festigkeit unterliegt einer Weibull-Verteilung und hängt von der Vorbehandlung und der Größe der belasteten Fläche sowie dem Umgebungsmedium ab [116]. Bei konstanter Belastung kann die Bauteilfestigkeit gemäß Bild 25 errechnet werden.



**Bild 25:** Berechnung der Festigkeit eines Bauteils aus optischem Glas BK 7

### 6.3.2 Keramische Werkstoffe

#### Aluminiumoxidkeramik

Die Aluminiumoxidkeramik wird hauptsächlich im Hochtemperaturbereich eingesetzt. Sie besteht zu 99,1% aus Aluminiumoxid  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Zur Erhöhung des Sintervermögens wird ein Restanteil aus Siliziumoxid  $\text{SiO}_2$  eingebracht. Die Herstellung erfolgt durch Kaltpressen

der Pulvermischung und anschließendes Brennen (20 h bei 1400 °C). Es ergibt sich ein mittlerer Korndurchmesser von ca. 40 µm (Bild 26).

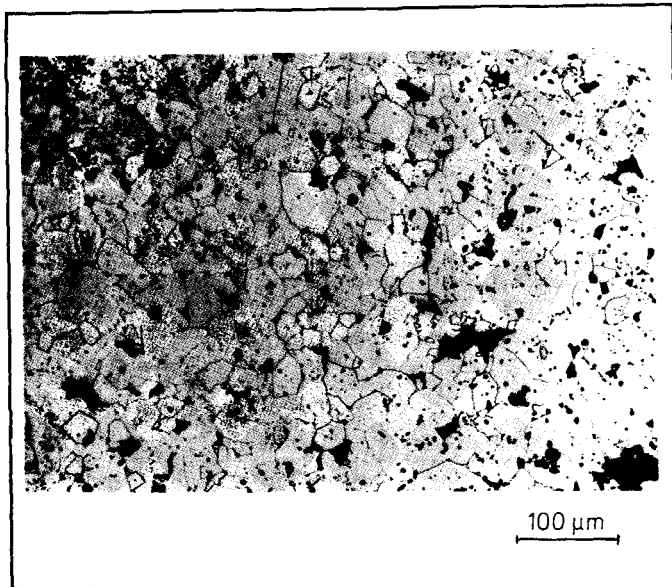


Bild 26: Aluminiumoxidkeramik

#### Siliziumnitridkeramik

Die untersuchte Siliziumnitridkeramik wird vorwiegend bei besonderen mechanischen Anforderungen an das Bauteil eingesetzt. Sie wird im Gasdruck-Sinterverfahren bei Drücken bis 100 bar und Temperaturen zwischen 1600 - 2000 °C in mehreren Stufen gesintert [117]. Um die im Gefüge vorhandenen Porenräume zu schließen, wird Yttriumoxid als Sinteradditiv hinzugefügt. Es bewirkt die Bildung einer überwiegend aus Siliziumdioxid mit eingelagertem Aluminium und Yttrium bestehenden intergranularen Glasphase (Bild 27).

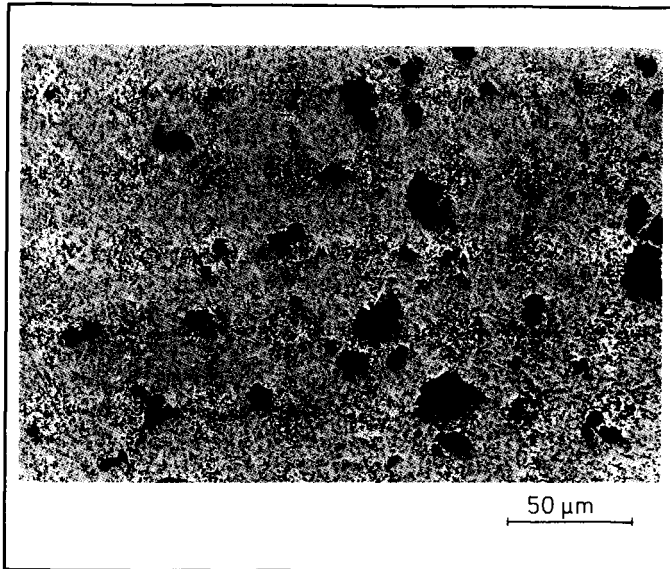


Bild 27: Siliziumnitridkeramik

### 6.3.3 Einkristallines Silizium

Das Rohmaterial für die eingesetzten Rundstäbe aus einkristallinem Silizium der Orientierungen [111], [110] und [100] wurde jeweils im Czochralski-Verfahren hergestellt. Die dabei durch Aufnahme von Fremdatomen, insb. Sauerstoff, aus dem Tiegel verursachten Verunreinigungen können zwar das elektrische Verhalten beeinflussen, sind jedoch für die hier durchgeführten mechanischen Untersuchungen unerheblich [89, 118].

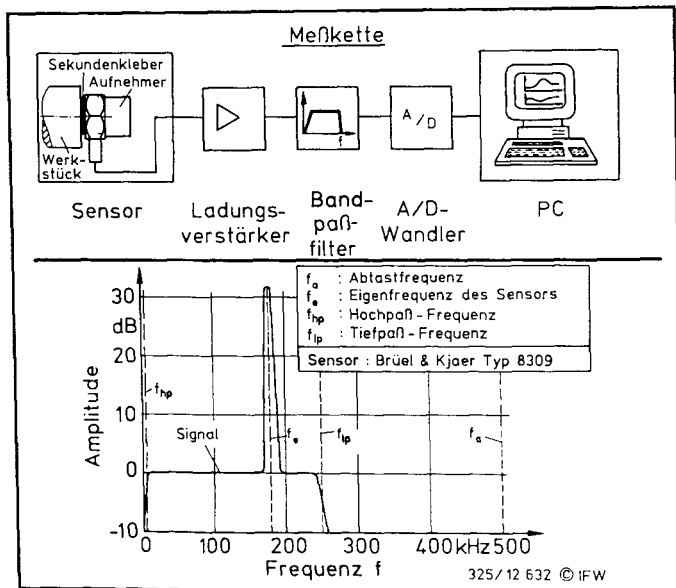
### 6.4 Schallemissionsanalyse

Die Schallemissionsanalyse ist ein zerstörungsfreies Verfahren, bei dem von einem Werkstück in Form von Körperschall freigesetzte Energie detektiert und analysiert wird. Körperschall entsteht beispielsweise bei Versetzungswanderungen, Phasentransformationen und Reibung zwischen Rißflanken [119]. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde die Schallemissionsanalyse zur Überwachung des Rißfortschritts verwendet.

Als Sensor wurde ein Körperschallaufnehmer vom Typ 8309 der Firma Brüel & Kjaer, Naerum/DK, eingesetzt, der bis zu seiner Eigenfrequenz von 180 kHz ein annähernd li-

neares Übertragungsverhalten aufweist. Der Aufnehmer wurde mit Sekundenkleber mittig auf einer Stirnfläche des Werkstücks befestigt.

Das vom Meßaufnehmer abgegebene elektrische Signal wurde verstärkt, durchlief ein Frequenzfilter und wurde über eine A/D-Wandlerkarte PC-gestützt ausgewertet (Bild 28). Durch das Bandpaß-Filter war es möglich, niederfrequente Störsignale, die z.B. durch mechanische Vibrationen entstehen, auszusondern und den Frequenzbereich auf den nach dem Shannonschen Abtasttheorem sinnvollen Bereich zu begrenzen ( $f < f_a/2$ ).



**Bild 28:** Meßkette und Versuchsaufbau der Schallemissionsanalyse

## 6.5 Mikroskopische Verfahren zur Bruchflächenuntersuchung

Die visuelle Untersuchung der Bruchflächen ohne Hilfsmittel erlaubt bereits die Charakterisierung bestimmter, beispielsweise besonders glatter oder rauher Bereiche sowie die Zuordnung von Kantenausbrüchen oder Rissen. Die auf diese Weise festzustellenden Oberflächenmerkmale wurden jeweils unmittelbar nach der Versuchsdurchführung ermittelt und in einer Skizze festgehalten.

Eine genauere Untersuchung erfolgte durch Photographie und Vergrößerung bestimmter Bereiche der Bruchfläche. Dieses Verfahren eignet sich besonders zur Auswertung des

Bruchspiegels und von Wallner-Linien der Trennflächen optischen Glases. Beide Erscheinungen lassen sich bestimmten Spannungsintensitäten und Rißgeschwindigkeiten zuordnen (siehe Bilder 6 und 8, Seite 10 und 14). Für entsprechende lichtmikroskopische Untersuchungen wurde ein Mikroskop Wild M 420 der Fa. Leica, Wetzlar, eingesetzt. Die Feinstruktur bestimmter Bruchflächenbereiche wurde mit einem Rasterelektronenmikroskop vom Typ Camscan 3 der Fa. Scanning Ltd., Cambridge/GB, untersucht.

Die Oberflächenstruktur besonders glatter Oberflächenbereiche wurde außerdem lichtmikroskopisch mit dem Nomarski-Verfahren analysiert. Bei diesem Verfahren werden die durch die Rauheit einer optischen Oberfläche verursachten relativen Phasenunterschiede innerhalb einer Wellenfront durch das in Bild 29, S. 42, dargestellte Differential-Interferenzkontrast-Verfahren nach Nomarski in Amplitudenunterschiede umgewandelt und in einem Bild sichtbar gemacht. Die Untersuchungen erfolgten an einem Mikroskop Metallux 3 der Fa. Ernst Leitz, Wetzlar. Sie wurden bei der Deutschen Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt (DLR) in Braunschweig durchgeführt.

## **6.6 Rauheitsmessung**

Zur Charakterisierung der Oberflächengüte von Werkstücken wird die als Rauheit bezeichnete Abweichung der Mikrostruktur von einem zu definierenden mittleren Oberflächenniveau gemessen. Dabei können berührende, kohärent-optische sowie Streulichtverfahren zum Einsatz kommen [120]. Die Bewertung der Topographie einer rauhen Oberfläche erfolgt vereinfachend anhand eines zweidimensionalen Profils entlang der Meßstrecke, aus der bestimmte Kennwerte errechnet werden können, die in unterschiedlichen Bereichen der Technik gebräuchlich sind [121].

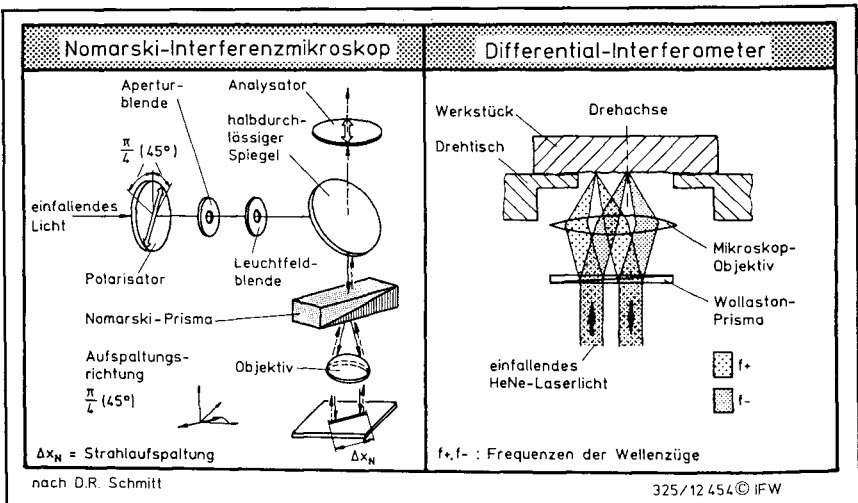
### **6.6.1 Tastschnittverfahren**

Zur Messung der Rauheit der Werkstückoberfläche (siehe Abschnitt 6.3) sowie der erzeugten Trennflächen kam ein Tastschnittgerät der Firma Perthen, Göttingen, vom Typ S6P zum Einsatz. Installiert war ein Einkufentaster vom Typ RHT 3/6-50 mit einer Diamant-Tastspitze, welche einen Spitzenradius von 5 µm mit einem Spitzenwinkel von 60° aufweist.

Die Bewertung der Trennflächen erfolgte anhand der DIN-Kennwerte  $R_a$ ,  $R_t$ ,  $R_{zDIN}$ . Das Tastschnittverfahren erwies sich als gut geeignet zur Charakterisierung der Oberflächen kristalliner Werkstoffe. Die Trennflächen optischen Glases wiesen dagegen vielfach eine so geringe Rauheit auf, daß das Auflösungsvermögen des Meßgerätes zu ihrer Erfassung nicht ausreichte.

## 6.6.2 Differential-Interferometer

Für die Vermessung der Rauheit glatter Bereiche der Trennflächen von optischem Glas wurde die Differential-Interferometrie eingesetzt. Das Verfahren basiert auf dem Nomarski-Verfahren der Strahlaufspaltung (Bild 29). Dabei wird der Lichtstrahl eines HeNe-Lasers mit Hilfe eines speziellen Prismas in zwei orthogonal zueinander linear polarisierte Wellenzüge aufgespalten. Durch ein Objektiv werden diese im Abstand von ca. 100 µm auf der Probe fokussiert. Nach Reflexion auf der Probe werden beide Lichtstrahlen wieder im Wollaston-Prisma kombiniert.



**Bild 29:** Nomarski-Interferenzmikroskop und Differential-Interferometer

Die Phasendifferenz der Schwebungsfrequenz der überlagerten Wellenzüge ist direkt proportional zur Differenz der zurückgelegten Weglänge:

$$\Delta\Theta = \frac{2\pi}{\lambda} \Delta e \quad (14)$$

Für die zu messende Höhendifferenz ergibt sich aus geometrischen Überlegungen:

$$\Delta h = \frac{\lambda}{8\pi} \sqrt{u^2 + 4\Delta\Theta} \quad (15)$$

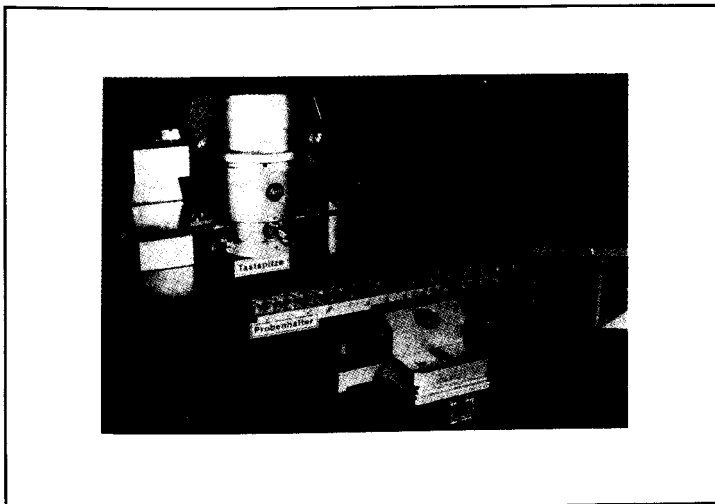
Zur Vermessung von Oberflächenrauheiten wird das Werkstück auf einem Drehstück gelagert, in dessen Drehachse einer der beiden Wellenzüge fokussiert wird. Wird das Werkstück gedreht, so führt der zweite fokussierte Wellenzug auf der Werkstückoberfläche eine kreisförmige Relativbewegung um die Drehachse aus. Durch dieses Meßprinzip ist zur Vermessung keine Referenzfläche nötig.

Die Messungen wurden bei der Deutschen Forschungsanstalt für Luft- und Raumfahrt DLR, Braunschweig, durchgeführt. Es wurde ein Differential-Interferometer der Zygo Corporation, Middlefield/USA, vom Typ 5500 eingesetzt.

### **6.7 Messung der Form- und Maßgenauigkeit**

Zur Messung der Form- und Maßgenauigkeit der Trennflächen wurde die Koordinatenmeßtechnik eingesetzt. Hierbei wird die Geometrie des zu untersuchenden Werkstücks durch Abtastung diskreter Punkte eines durch die Achsen des Meßgerätes aufgespannten Koordinatensystems erfaßt. Es kam ein Portal-Koordinatenmeßgerät PMM 866 der Firma Leitz, Wetzlar, zum Einsatz.

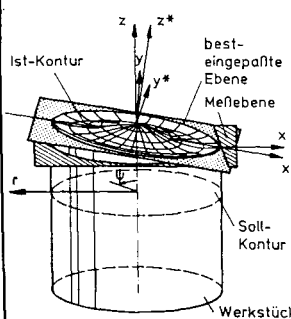
Die Probenvermessung erfolgte in einer speziellen Halterung, die die gleichzeitige Aufnahme von bis zu 30 Proben erlaubt (Bild 30). Die in der Halterung eingespannten Proben können nacheinander vollautomatisch vermessen werden.



**Bild 30:** Werkstückvermessung mit dem Koordinaten-Meßverfahren

Zu Beginn des Abtastvorgangs wird durch Antastung der Mantelfläche der Probe ein werkstückspezifisches Bezugskordinatensystem erstellt. Anschließend wird die Werkstückoberfläche durch die Sensorspitze des Meßgerätes in einem quadratischen Bereich abgetastet. Der Abstand der Meßpunkte wurde in x- und y-Richtung zu jeweils 100 µm gewählt, so daß pro Oberfläche ca. 40000 Meßpunkte abgetastet wurden. Der durch den kugelförmigen Taster bei schrägen Ebenen entstehende Meßfehler ist dabei vernachlässigbar gering.

Die Meßwertverarbeitung erfolgt rechnergestützt. Dabei werden die Oberflächenpunkte zu geometrischen Ersatzelementen verknüpft, deren mathematische Beschreibung Aussagen über Maß, Form und Lage der Probe erlaubt (Bild 31). Die gemessene Profilgeometrie kann auf dem Bildschirm sichtbar gemacht oder ausgedruckt werden.

Meßprinzip		Berechnung der Oberflächenkenngrößen	
	Punkte	$P_{ij} = (x_i, y_i, z_{ij} - z_0)$ mit $i, j = 1 \dots n$	$P_{ij}^* = (x_i^*, y_i^*, z_{ij}^*)$ mit $x_i^* = x_i (1 - \cos \vartheta_{x,z^*})$ $y_i^* = y_i (1 - \cos \vartheta_{y,z^*})$ $z_{ij}^* = z - z_0 + x_i (1 - \sin \vartheta_{x,z^*})$ $+ y_i (1 - \sin \vartheta_{y,z^*})$ und $\sum_{i=1}^n \sum_{j=1}^n (z_{ij}^*)^2 = \text{Minimum}$
	Formfehler	$\Delta z = z - z_0$	$\Delta z^* = z^* - z_0^*$
	maximaler Formfehler	$\Delta z_{\max}^* =$ $\begin{cases} z_{\max} - z_{\min} \text{ für }  z_{\max}  \geq  z_{\min}  \\ z_{\min} - z_{\max} \text{ für }  z_{\max}  <  z_{\min}  \end{cases}$	$\Delta z_{\max}^* =$ $\begin{cases} z_{\max}^* - z_{\min}^* \text{ für }  z_{\max}^*  \geq  z_{\min}^*  \\ z_{\min}^* - z_{\max}^* \text{ für }  z_{\max}^*  <  z_{\min}^*  \end{cases}$
	Wellentiefe	-	$W_t = z_{\max}^* - z_{\min}^*$ mit $x^*/y^* = \text{const.}$

$z_0$  Abstand des Bruchausgangsortes von der Soll-Kontur  
 $z_0^*$  Koordinate des Bruchausgangsortes in der besteingepaßten Ebene  
 $\vartheta_{x,z^*}, \vartheta_{y,z^*}$  Winkel der besteingepaßten Ebene zur Meßebene

325/12 348 © IFW

Bild 31: Meßwerte der Koordinatenmessung

## 6.8 Röntgenographische Spannungsmessung

Zur röntgenographischen Spannungsanalyse wurde ein Zweikreisgoniometer MZ IV in  $\Omega$ -Anordnung mit PAD III Microcontroller der Firma R. Seifert, Ahrensburg, verwendet. Das Meßverfahren beruht auf folgendem Prinzip: Ein von monochromatischer Röntgenstrahlung getroffenes Atom sendet kugelförmige Sekundärwellen gleicher Wellenlänge, aber geringerer Intensität aus. Von benachbarten Atomen ausgesandte Sekundärwellen lö-

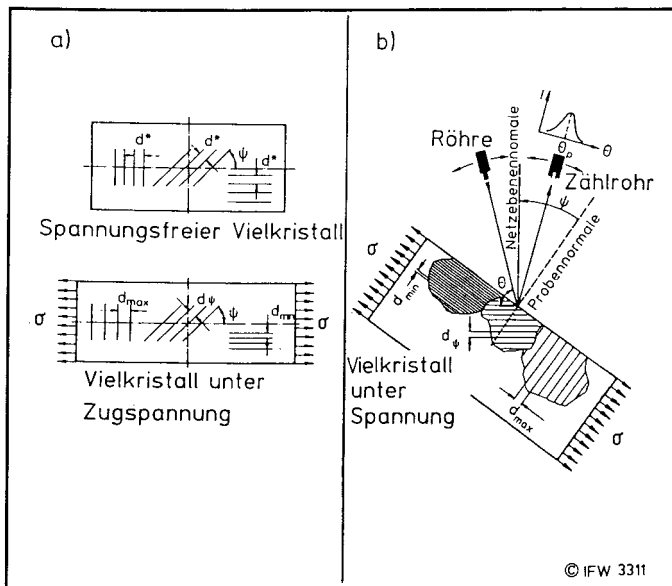


schen sich durch Interferenzen aus oder verstärken sich, wenn die Braggsche Reflexionsgleichung

$$2d_n \cdot \sin\Theta = n \cdot \lambda \quad (16)$$

erfüllt ist. Aus den Interferenzerscheinungen von an Netzebenen gebeugter Röntgenstrahlung der Wellenlänge  $\lambda$  in Abhängigkeit vom Einfallswinkel läßt sich somit der Netzebenenabstand  $d_n$  berechnen.

In einem kristallinen Werkstück befindliche Eigenspannungen bewirken elastische Verformungen der Gitterstruktur, d. h. Veränderungen des Netzebenenabstands. Daraus resultieren meßbare Änderungen des röntgenographischen Beugungswinkels, aus welchen bei einkristallinen Werkstoffen die Eigenspannungen unmittelbar berechnet werden können.



**Bild 32:** Röntgenographische Spannungsmessung

Bei vielkristallinen Werkstoffen wird eine Dehnungsverteilung gemessen, die sich aus den Winkeln zwischen Netzebenennormale und Probenoberfläche ergibt. Zwischen einer bestimmten gemessenen Dehnung und der Orientierung des entsprechenden Kristallites

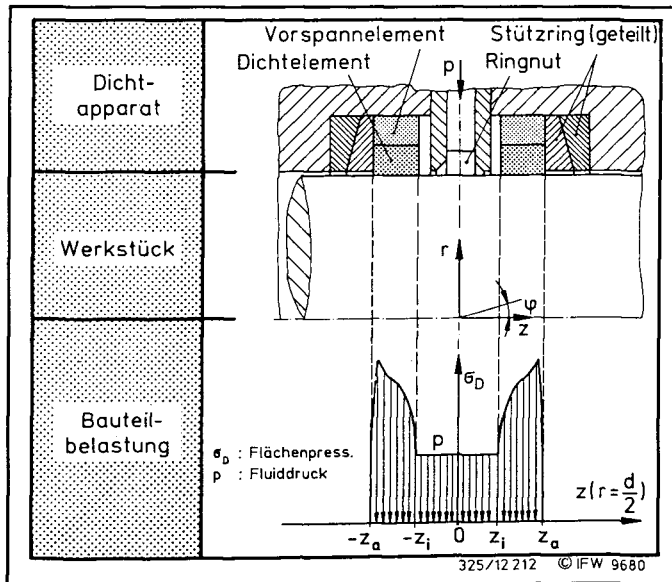
besteht ein fester Zusammenhang, welcher durch das  $\sin^2\psi$ -Gesetz beschrieben wird [122]:

$$\varepsilon_{\varphi,\psi} = \frac{1}{2} s_2 (\sigma_1 \cdot \cos^2 \varphi + \sigma_2 \cdot \sin^2 \varphi) \sin^2 \psi + s_1 (\sigma_1 + \sigma_2) \quad (17)$$

Demzufolge kann unter der Annahme einer gleichmäßigen Orientierungsverteilung auch bei vielkristallinen Werkstoffen eine Spannungsberechnung durchgeführt werden.

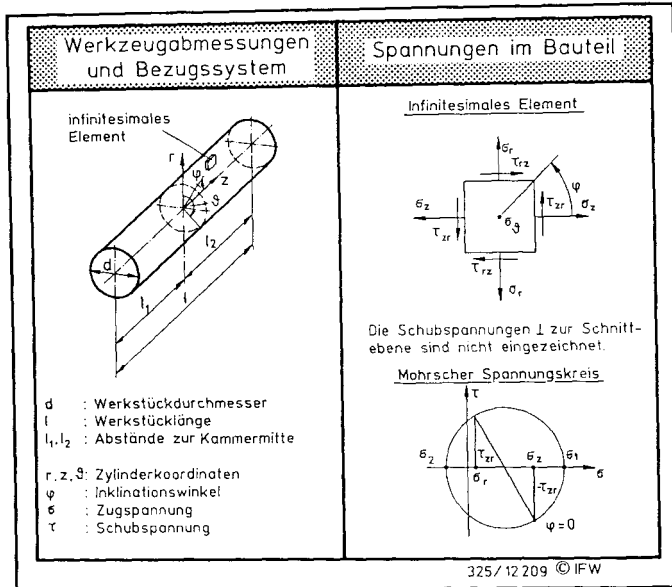
## 7 Modelltheoretische Betrachtung

An das in die Trennkammer eingeführte Werkstück greifen, sobald der Fluiddruck in der Kammer über den Umgebungsdruck gesteigert wird, die in Bild 33 gezeigten Kräfte an. Der hydrostatische Druck des Fluids wirkt unmittelbar auf die Mantelfläche des Werkstücks. Er bewirkt gleichzeitig eine Deformation der Dichtelemente, welche an ihrer Innenseite gegen das Werkstück gedrückt werden. Daraus resultiert an der Werkstückoberfläche eine für die Dichtwirkung notwendige Flächenpressung, die einen vom Aufbau des Dichtelements abhängigen charakteristischen Verlauf aufweist (vgl. Abschnitt 3.3 sowie 6.1.2).



**Bild 33:** Dichtapparat und Bauteilbelastung

In axialer Richtung wirken an den Dichtelementen der Reibpaarung Elastomer/Werkstoff entsprechende Haftkräfte einer axialen Verschiebung des Werkstücks entgegen. Ihr Betrag lässt sich aus dem Produkt aus dem Reibwert und dem Integral über den Flächenpressungsverlauf berechnen. Die axialen Kraftkomponenten können bei der Prozessanalyse vernachlässigt werden, da in axialer Richtung keine äußeren Kräfte angreifen und nur sehr kleine Werkstückverformungen auftreten.



**Bild 34:** Beschreibung der Werkstückgeometrie sowie der Spannungen im Werkstück

Die Werkstückbelastung durch die aufgezeigten radialen Kraftkomponenten bewirkt einen gewissen Spannungszustand des Werkstücks, aus dem eine durch die Materialeigenschaften E-Modul und Querkontraktionszahl beeinflusste elastische Verformung resultiert. Die Richtung der Hauptspannungen kann unter der Voraussetzung ideal-elastischen Werkstoffverhaltens sowohl der Dichtelemente als auch des Werkstücks als raumfest aufgefaßt werden. Sie hängt von der Kammer- und Werkstückgeometrie sowie den Materialeigenschaften des Werkstücks ab. Eine der Hauptspannungen ist dabei wegen der Werkstück- und Kammersymmetrie zur Mittelachse des Werkstücks stets eine Umfangsspannung. Die beiden anderen Hauptspannungen weisen in einem zylindrischen Koordinatensystem auf einem konzentrischen Kreis um die Werkstückmittelachse überall gleiche Richtungen und Beträge auf. Zur vollständigen Beschreibung des Spannungszustands reicht es daher aus, die Spannungen in einem Halbschnitt durch das zylindrische Werkstück zu ermitteln. Ort und Richtung der Spannungen werden dazu gemäß Bild 34 definiert. In der folgenden Betrachtung werden die Umfangsspannungen weitgehend vernachlässigt, da sie keinen entscheidenden Einfluß auf das Bauteilverhalten im Prozeß haben.

Wie bereits beschrieben, bewirkt eine Drucksteigerung keine Richtungsänderung der Hauptspannungen, sondern lediglich ein proportionales Anwachsen ihrer Beträge. Für ei-

ne senkrecht zur Umfangsspannung orientierte Spannung in einem bestimmten Bauteil gilt daher:

$$\sigma(p, r, z, \varphi) = p \cdot f_{\sigma}(r, z, \varphi) \quad (18)$$

Die Funktion  $f_{\sigma}(r, z, \varphi)$  beschreibt das Verhältnis der Spannungen im Werkstückinneren zur äußeren Belastung, also gewissermaßen das bauteilspezifische Übertragungsverhalten vom Fluid auf das Werkstück. Dieses wird durch Umformung von Gleichung (18) deutlich.

$$f_{\sigma}(r, z, \varphi) = \frac{\sigma(p, r, z, \varphi)}{p} \quad (19)$$

Die Übertragungsfunktion  $f_{\sigma}(r, z, \varphi)$  kann dementsprechend auch als auf den Fluiddruck normierte Spannung interpretiert werden. Sie wird daher im folgenden als "normierte Spannung" bezeichnet.

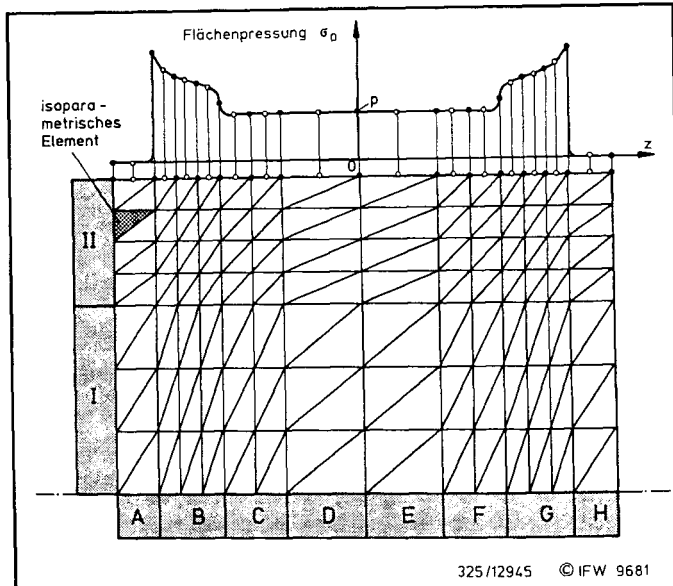
Der Trennvorgang in sprödharten Werkstoffen erfolgt senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung (vgl. Abschnitt 3.5). Ist die Spannungsverteilung im Werkstück bekannt, so können demzufolge Aussagen über die Oberflächenkontur der Bruchfläche gemacht werden. Zu diesem Zweck muß der gegebene Lastfall entweder analytisch oder mit Hilfe von rechnergestützten Näherungsverfahren beschrieben werden. Da eine vollständige analytische Berechnung für vollzylindrische Bauteile nicht möglich ist (vgl. Abschnitt 3.4), wurde der Spannungszustand im Werkstück mit Hilfe der Methode der finiten Elemente berechnet. Die Spannungsverteilung wird im folgenden als "globales Spannungsfeld" bezeichnet und für die weitere modelltheoretische Betrachtung als bekannt vorausgesetzt.

## 7.1 FEM-Berechnung des Spannungszustandes im Werkstück

Wie in Abschnitt 6 beschrieben, liegt beim Drucktrennen zylindrischer Werkstücke eine durch den Pressungsverlauf an der Mantelfläche des Werkstücks hervorgerufener axialsymmetrischer Spannungszustand im ungekerbten Bauteil vor, welcher nicht analytisch berechenbar ist. Um dennoch die Werkstückbelastung nach Betrag und Richtung der Spannungen im Bauteil beschreiben zu können, wurde die Finite-Elemente-Methode (FEM) eingesetzt. Sie ist ein auf der Lösung linearer Gleichungssysteme höherer Ordnung basierendes Verfahren zur numerischen Berechnung von Festigkeitsproblemen.

Für die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Berechnungen wurde am Institut für Mechanik A der Universität Hannover ein spezielles Softwareprogramm ent-

wickelt, welches auf einem Atari Mega 1-Rechner betrieben wird. Der Aufbau eines FEM-Netzes für den untersuchten Lastfall sowie die zugehörigen Randbedingungen werden in Bild 35 an einem Beispiel aufgezeigt.



**Bild 35:** FEM-Netz und Randbedingungen

Die zu berechnende linear-elastische Werkstückstruktur wurde in isoparametrische Elemente aufgeteilt, welche über Knotenpunkte miteinander verknüpft sind. Die Werkstücklänge sowie der Werkstückradius sind frei wählbar.

In Richtung der Werkstückmittellachse kann das Werkstück in 8 Bereiche A,B ... H unterschiedlicher Breite  $z_A, z_B, \dots, z_H$  zerlegt werden, denen jeweils eine gewisse Anzahl an Unterbereichen (maximal 9)  $n_A, n_B, \dots, n_H$  zugeordnet wird. Senkrecht dazu können zwei Bereiche I, II mit unterschiedlicher Breite  $r_I, r_{II}$  mit einer gewissen Anzahl von Unterbereichen  $n_I, n_{II}$  definiert werden. Die Zerlegung des Werkstückes in Bereiche und Unterbereiche dient dazu, bestimmte kritische Zonen im Bauteil, z. B. den Bereich unter den Dichtelementen, genauer modellieren zu können als geringer belastete Zonen wie beispielsweise die lastfreien Werkstückenden.

Aus der Zerlegung ergeben sich

$$(n_A + n_B + \dots + n_H) \cdot (n_I + n_{II}) \cdot 4 = n_e \quad (20)$$

isoparametrische Elemente. Sie weisen

$$(n_A + n_B + \dots + n_H + 1) \cdot (n_I + n_{II} + 1) \cdot 4 = n_K \quad (21)$$

Knoten mit jeweils 2 Freiheiten auf. Die Gesamtzahl der Freiheiten darf programmbedingt 800 nicht überschreiten.

Die Spannungseinleitung erfolgt im Modell an jedem Knotenpunkt des äußeren Probenrandes sowie in der Mitte zwischen zwei Knotenpunkten. Bei bekanntem Pressungsverlauf werden diesem die Spannungswerte für die FEM-Berechnung wie in Bild 35 dargestellt entnommen.

Als Ergebnis liefert das Programm die an den Netzknotenpunkten vorliegenden Hauptspannungen und die Winkellage  $\varphi$  von  $\sigma_1$  in bezug zur Werkstückmittelachse. Die Weiterverarbeitung der Daten erfolgt nach Portierung auf einem IBM-kompatiblen PC.

Mithilfe eines am Institut für Fertigungstechnik entwickelten Software-Programms ist es möglich, die Ergebnisse verschiedener FEM-Simulationsschritte zu überlagern und so eine genauere Berechnung der Spannungsverläufe im Werkstück zu erhalten.

Durch lineare Interpolation zwischen diesen Knotenpunkten können nun die Spannungen an einem beliebigen Ort im Werkstück mit großer Genauigkeit berechnet werden. Das Software-Programm ermöglicht auf der Grundlage dieser Daten verschiedene Möglichkeiten der Darstellung der Bauteilbelastung:

- i) farbige Darstellung von Bereichen einer bestimmten Spannungshöhe,
- ii) frei wählbare Isobaren-Verläufe,
- iii) Spannungsfeld mit Richtung und Betrag der größten Hauptspannung,
- iv) Bruchsimulation durch Darstellung der Trajektorien zur jeweils größten Hauptspannung ausgehend von beliebigen Punkten im Bauteil.

In Ergänzung zur Bruchsimulation wird die Welligkeit eines bestimmten Bruches sowie die Maximalabweichung in positiver und negativer z-Richtung zu einer am selben Ort wie der Bruch vom äußeren Bauteilrand ausgehenden Senkrechten zur Werkstückmittelachse berechnet.

## 7.2 Trennkriterien

Bei bekannter Spannungsverteilung im Werkstück können Aussagen zur Bauteilfestigkeit gemacht werden, falls der Versagensmechanismus des Bauteils bekannt ist. Wie in Abschnitt 2.3 beschrieben, wurden in den bisherigen Untersuchungen zum Drucktrennen [4-9] zwei unterschiedliche Trennkriterien diskutiert, ohne jedoch einen abschließenden Nachweis für die Gültigkeit einer der Hypothesen zu erbringen. Im folgenden werden zunächst beide Trennkriterien für den speziellen Lastfall des Drucktrennens formuliert. Die Überprüfung ihrer Gültigkeit für die unterschiedlichen Versuchswerkstoffe erfolgt dann anhand eines Vergleichs der für beide Kriterien berechneten Festigkeiten mit experimentell ermittelten Werten.

### Zugfestigkeitskriterium

Für den Fall, daß der Bruch eines druckgetrennten Werkstücks tatsächlich, wie von Sato vermutet [6], im Werkstückinneren durch ein lokales Überschreiten der Zugfestigkeit ausgelöst wird, würde eine Berechnung des Spannungszustandes des belasteten Werkstücks ausreichen, um bei Kenntnis der werkstoffspezifischen Festigkeit den zum Trennen notwendigen Fluiddruck zu ermitteln. Das Bruchkriterium für diesen Fall lautet:

$$\sigma_{\max}(p, r, z, \varphi) = R_m \quad (22)$$

Der notwendige Trenndruck kann durch Einsetzen von Gleichung (18) in (22) zu

$$p_c = \frac{R_m}{f_{\sigma, \max}(r, z, \varphi)} \quad (23)$$

berechnet werden. Er ist also lediglich von einer Materialkonstante (Zugfestigkeit) sowie dem Maximum der normierten Spannung im Werkstück abhängig. Dieses ist bauteilspezifisch ebenfalls konstant. Der Trenndruck muß demzufolge im Falle einer Werkstücktrennung aufgrund des Zugfestigkeitskriteriums unabhängig von der Art und Geschwindigkeit des Druckaufbaus konstant sein.

### Bruchzähigkeitskriterium

Erfolgt die Trennung durch einen von Mikrokerben der Mantelfläche<sup>1)</sup> ausgehenden Sprödbbruch, so muß an einer dieser Fehlstellen die Spannungsintensität einen kritischen

---

<sup>1)</sup> Ein Überschreiten der Bruchzähigkeit im Werkstückinneren ist zwar prinzipiell möglich, kann aber wegen der großen Homogenität der vorliegenden Versuchswerkstoffe praktisch ausgeschlossen werden.

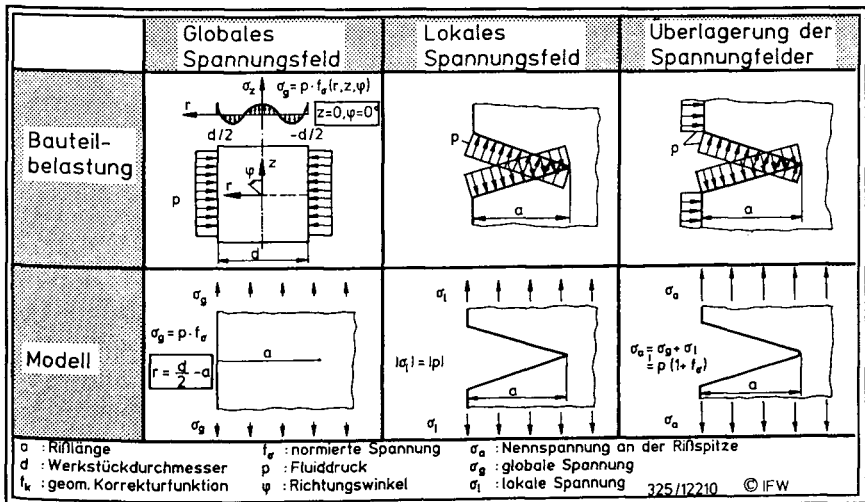


Wert (Bruchzähigkeit  $K_{IC}$ ) erreicht haben. Die Spannung an der Rißspitze beträgt dort (vgl. Bild 12):

$$\sigma_{ac}(r, z, \varphi) = \frac{K_{IC}}{f_k \cdot \sqrt{a_c}} \quad (24)$$

An der Rißspitze entsteht durch den Druck des eindringenden Fluids ein lokales Spannungsfeld. Die dabei im Korb wirkende Druckbelastung kann modellhaft einer äußeren Zugbelastung gleichgesetzt werden, die senkrecht zur Rißrichtung rißöffnend wirkt. Die Belastung entspricht damit dem Bruchmodus I (siehe Bild 10).

Das lokale Spannungsfeld überlagert an der Rißspitze das eingangs beschriebene globale Spannungsfeld. Da bei dessen Berechnung ein rißfreies Bauteil vorausgesetzt wurde, kann durch die Superposition beider Spannungsfelder die rißöffnend wirkende Spannung  $\sigma_a$  ermittelt werden (Bild 36).



**Bild 36:** Schematische Darstellung der Überlagerung des globalen und lokalen Spannungsfeldes

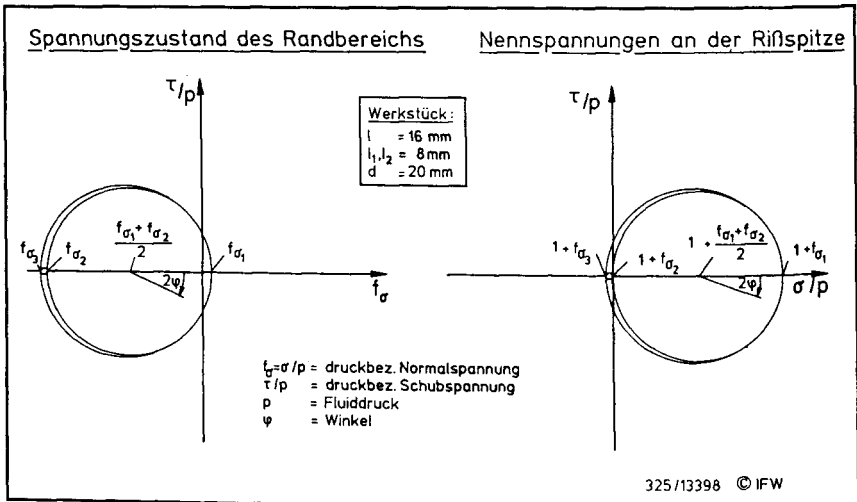
Dieser Sachverhalt wird durch die Beziehung

$$\sigma_a(r, z, \varphi) = p + \sigma(p, r, z, \varphi) \quad (25)$$

ausgedrückt. Durch Einsetzen von Gleichung (18) in (24) ergibt sich:

$$\sigma_a(r, z, \varphi) = p \cdot [1 + f_\sigma(r, z, \varphi)] \quad (26)$$

Dieser Zusammenhang wird in Bild 37 am Mohrschen Spannungskreis verdeutlicht. Die Darstellung zeigt, daß sämtliche im Bauteil wirkende Spannungen durch den Fluiddruck in Zugspannungsrichtung verschoben werden.



**Bild 37:** Spannung an der Rißspitze in Abhängigkeit von der Rißorientierung  $\varphi$

Der zum Trennen notwendige Druck kann mit (24) und (26) zu

$$p_c = \frac{K_{Ic}}{f_k \cdot \sqrt{a_c} \cdot [1 + f_\sigma(r_{a_c}, z_{a_c}, \varphi_{a_c} + 90^\circ)]} \quad (27)$$

errechnet werden. Er hängt von einer Materialkonstante (Bruchzähigkeit), der bauteil-spezifischen normierten Spannung sowie Länge ( $a$ ), Ort ( $r_a$ ,  $z_a$ ) und Richtung ( $\varphi_a$ ) der Oberflächenanrisse ab.

Die Art und Geschwindigkeit des Druckaufbaus sowie die Beschaffenheit des Druckmedi-ums können sich dabei indirekt auf den Trenndruck und -ort auswirken, indem eine Be-

einflussung der Oberflächenstruktur und damit der kritischen Rißlänge erfolgt. Die Trennung erfolgt dort, wo die Funktion

$$f_a = \sqrt{a} \cdot \left[ 1 + f_{\sigma}(r_a, z_a, \varphi_a + 90^\circ) \right] \quad (28)$$

ihr absolutes Maximum hat.

Die Trennung erfolgt also nicht unbedingt am Ort der größten lokalen oder globalen Spannung oder maximaler Anrißlänge, sondern wird durch eine Kombination dieser Parameter bestimmt. Der Trennvorgang kann dabei an einer beliebigen Fehlstelle auf dem Werkstückumfang beginnen. Die Position auf dem Umfang hat jedoch bei gegebener Mittelachsensymmetrie von Kammer und Werkstück keinerlei Einfluß auf den Bruchverlauf, die Höhe des Trenndrucks und das Arbeitsergebnis. Der Drehwinkel  $\varphi$  wird deshalb an dieser Stelle nicht als Parameter in die Gleichungen eingeführt.

### 7.3 Unterkritisches Rißwachstum

Würde die Trennung aufgrund des Zugfestigkeitskriteriums erfolgen, so wäre der Drucktrennprozeß mit der Berechnung des globalen Spannungszustandes vollständig beschrieben. Das Druckmedium und die Funktion des Druckaufbaus beeinflussen die Auslösung des Trennvorgangs nicht; für sie wäre lediglich die Belastungshöhe entscheidend.

Wird der Trennvorgang durch lokales Überschreiten der Bruchzähigkeit ausgelöst, ist also die Oberflächenmorphologie von entscheidender Bedeutung für den Trennvorgang, so kann sowohl die Art des Druckmediums als auch die gewählte Belastungsfunktion den Rißfortschritt beeinflussen. Aus der Literatur sind für vergleichbare Belastungsarten unterschiedliche Phänomene bekannt, bei denen das Umgebungsmedium die Rißlänge und Kerbschärfe bei unterkritischer Spannungsintensität in Abhängigkeit von der Bauteilbelastung beeinflusst [63]:

- Oberflächenoxidation,
- Rißausheilung,
- Rißabstumpfung,
- Spannungsrißkorrosion.

Rißverlängernd, und damit die Spannungsintensität erhöhend und die Bauteilfestigkeit senkend, wirkt ausschließlich die Spannungsrißkorrosion. Die anderen Phänomene haben eine entgegengesetzte Wirkung.

Um die ein unterkritisches Rißwachstum verursachenden Vorgänge an der Rißspitze auszulösen, muß in der Regel eine Mindestbelastung vorliegen. Für die Spannungsintensität  $K_I$  im Bereich der Spannungsrißkorrosion gilt somit:

$$K_{I0} \leq K_I < K_{Ic} \quad (29)$$

In diesem Bereich ist die Rißwachstumsgeschwindigkeit eine Funktion der Spannungsintensität, d.h.

$$v_a = f(K_I) \quad (30)$$

Die momentane Rißlänge kann damit als zeitabhängige Funktion beschrieben werden zu:

$$a(t) = a_0 + \int_{t_0}^{t_1} v_a(K_I) dt \quad (31)$$

Für den Lastfall Drucktrennen ist die Spannungsintensität gemäß Gleichung (27) proportional zum momentanen Druck  $p$  sowie reziprok proportional zur Rißbelastungsfunktion  $f_a$ , deren Höhe wiederum von der momentanen Rißlänge abhängt. Der Druck wird in Form einer zeitabhängigen Funktion aufgebaut:

$$p = p(t) \quad (32)$$

Die Spannungsintensität beträgt damit:

$$K_I(t) = p(t) \cdot f_k \cdot f_a \quad (33)$$

Aus den Gleichungen (27), (30) und (31) ergibt sich für einen bestimmten Riß:

$$a(t) = a_0 + \int_{t_0}^{t_1} f[a(t), p(t)] dt \quad (34)$$

Die eigentlich zu berechnende Rißlänge müßte demnach gleichzeitig bereits bekannt sein, um den weiteren Rißfortschritt zu ermitteln. Der wachsende Riß bewirkt eine stetige

Veränderung seiner Rißwachstumsgeschwindigkeit; die Gleichung weist gewissermaßen eine Rückführung auf.

Um diese Problematik zu umgehen, wird ein sehr kleines Zeitintervall  $\Delta t$  betrachtet, in dem der Rißfortschritt  $\Delta a$  gering ist. Dazu wird ein beliebiger Zeitabschnitt in  $n$  Einzelschritte der Länge  $\Delta t$  zerlegt. Für einen Zeitpunkt  $t_i$  gilt dann:

$$t_i = \frac{i}{n} (t_e - t_a) + t_a = i \cdot \Delta t + t_a \quad (35)$$

Es wird angenommen, daß die Veränderung der Spannungsintensität  $\Delta K_I$  ausschließlich durch den sich ändernden Druck hervorgerufen wird, die Rißlänge aber konstant bleibt. Nach dem ersten sehr kleinen Rißfortschritt gilt damit zum Zeitpunkt  $t_1$ :

$$a_1 = a_0 + \int_{t_0}^{t_1} f(t, a_0) dt \quad (36)$$

bzw. ausgehend von einer beliebigen Rißlänge  $a_{i-1}$  mit  $i \geq 1$ :

$$a_i = a_{i-1} + \int_{t_{i-1}}^{t_i} f(t, a_{i-1}) dt \quad (37)$$

Die Rißverlängerung beträgt für ein beliebiges Zeitintervall:

$$\Delta a_i = a_i - a_{i-1} \quad (38)$$

Aus der Summation mehrerer Einzelintervalle ergibt sich die Gesamtrißlänge ausgehend vom Anfangsriß zu:

$$a_n = a_0 + \Delta a_1 + \sum_{i=2}^n (a_i - a_{i-1}) \quad (39)$$

Durch Einsetzen der Gleichungen (36) und (37) in (39) erhält man:

$$a_n = a_0 + \int_{t_0}^{t_1} f(t, a_0) dt + \sum_{i=2}^n \int_{t_{i-1}}^{t_i} (f(t, a_{i-1}) - f(t, a_{i-2})) dt \quad (40)$$

Durch Integration ergibt sich:

$$a_n = a_0 + \left[ F(t, a_0) \right]_{t_0}^{t_1} + \sum_{i=2}^n \left[ F(t, a_{i-1}) - F(t, a_{i-2}) \right]_{t_{i-1}}^{t_i} \quad (41)$$

Der dabei aus der Abweichung der zur Berechnung verwendeten von der tatsächlichen momentanen Rißlänge resultierende Fehler bewirkt, daß die errechnete Rißlänge geringfügig unter der tatsächlichen liegt. Die Berechnungsgenauigkeit kann jedoch durch eine Verengung der Zeitintervalle  $\Delta t$  verbessert werden. Um eine ausreichende Genauigkeit zu erzielen, ist für die Berechnung des Rißfortschritts auf der Grundlage von Gleichung (41) in der Regel der Einsatz eines Rechners mit schnellen Zugriffszeiten und großer Speicherkapazität erforderlich. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit erfolgte die Berechnung auf einem PC mit 80486 DX-Prozessor unter Verwendung eines modifizierten Tabellenkalkulationsprogramms.

Ein unterkritisches Rißwachstum ist für die Werkstoffe optisches Glas und Keramik aus der Literatur bekannt (vgl. Abschnitt 3.1). Die Simulation des Rißfortschritts erfolgt unter Einbeziehung der dort gemachten Angaben wie im folgenden beschrieben.

Bei monokristallinem Silizium tritt in den verwendeten Trennmedien kein unterkritisches Rißwachstum auf (siehe Abschnitt 3.1.3).

### 7.3.1 Rißfortschritt in optischem Glas

Wie bereits in Abschnitt 3.1 dargelegt, wird das unterkritische Rißwachstum von der Feuchte der Umgebung der Rißspitze sowie der Spannungsintensität beeinflusst. Für ein bestimmtes Umgebungsmedium - hier das zum Trennen eingesetzte überwiegend wasserhaltige Fluid - gilt [39]:

$$\lg \frac{v_a}{m \cdot s^{-1}} = c_1 + c_2 \cdot K_I \quad (42)$$

Durch Umformen ergibt sich:

$$v_a = \left[ e^{\ln 10 (c_1 + c_2 \cdot K_I)} \right] m \cdot s^{-1} \quad (43)$$

Die Trennebene soll senkrecht zur Mittelachse des Werkstücks liegen. Die aus der FEM-Simulation bekannte normierte Spannung senkrecht zu dieser Trennebene, also parallel zur Werkstückmittelachse, lässt sich durch ein Polynom sechster Ordnung annähern. Sie beträgt an der Rißspitze:

$$f_{\sigma}\left(\frac{d}{2}-a, z_a, 0^{\circ}\right) = c_3 \cdot \left(\frac{d}{2}-a\right)^6 + c_4 \cdot \left(\frac{d}{2}-a\right)^4 + c_5 \cdot \left(\frac{d}{2}-a\right)^2 + c_6 \quad (44)$$

Im folgenden wird diese Funktion mit  $f_{\sigma}$  abgekürzt.

Die Spannungsintensität errechnet sich damit durch Einsetzen in Gleichung (33) zu:

$$K_I(t) = p(t) \cdot f_k \cdot \sqrt{a} \cdot (1 + f_{\sigma}) \quad (45)$$

Durch Einsetzen der Gleichungen (44) und (45) in (43) ergibt sich nach Umformung für die Rißwachstumsgeschwindigkeit:

$$v_a = \left[ e^{(\ln 10) \cdot c_1} \cdot e^{(\ln 10) \cdot c_2 \cdot f_k \cdot \sqrt{a} \cdot (1 + f_{\sigma})} \cdot p(t) \right] m \cdot s^{-1} \quad (46)$$

Zur Vereinfachung werden folgende Terme definiert:

$$c_7 = e^{(\ln 10) \cdot c_1} \cdot m \cdot s^{-1} \quad (47)$$

$$c_8 = (\ln 10) \cdot c_2 \cdot f_k \quad (48)$$

Unter Einbeziehung von Gleichung (28) kann dann Gleichung (46) dargestellt werden zu:

$$v_a = c_7 \cdot e^{c_8 \cdot f_a \cdot p(t)} \quad (49)$$

Durch Einsetzen von (49) in (39) ergibt sich die Rißlänge zu einem bestimmten Zeitpunkt  $t_n$  zu:

$$a_n = a_0 + \int_{t_0}^{t_1} c_7 \cdot e^{c_8 \cdot f_{a0} \cdot p(t)} dt + \sum_{i=2}^n \int_{t_{i-1}}^{t_i} \left( c_7 \cdot e^{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot p(t)} - c_7 \cdot e^{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot p(t)} \right) dt \quad (50)$$

### Dynamische Belastung (linearer Anstieg)

Als Druckfunktion wird zunächst eine linear anwachsende Belastung gewählt. Die Rampenfunktion wird beschrieben durch:

$$p(t) = \dot{p} \cdot t \quad (51)$$

Nach Einsetzen in (50) und Integration erhält man:

$$a_n = a_0 + \left[ \frac{c_7}{c_8 \cdot f_{a_0} \cdot \dot{p}} e^{c_8 \cdot f_{a_0} \cdot \dot{p} \cdot t} \right]_{t_0}^{t_1} + \sum_{i=2}^n \left[ \frac{c_7}{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot \dot{p}} e^{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot \dot{p} \cdot t} - \frac{c_7}{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot \dot{p}} e^{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot \dot{p} \cdot t} \right]_{t_{i-1}}^{t_i} \quad (52)$$

Die Zeitintervalle  $\Delta t$  können bei dynamischer Belastung mittels Gleichung (51) in entsprechende Belastungsintervalle  $\Delta p$  überführt werden. Für  $n$  Teilbereiche ergibt sich damit die Reißlänge zu:

$$\begin{aligned} a_n = a_0 + \frac{c_7}{c_8 \cdot f_{a_0} \cdot \dot{p}} \cdot & \left[ e^{c_8 \cdot f_{a_0} \cdot \left[ \frac{1}{n}(p_e - p_a) + p_a \right]} - e^{c_8 \cdot f_{a_0} \cdot p_a} \right] + \dots \\ & \dots + \sum_{i=2}^n \left[ \frac{c_7}{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot \dot{p}} \cdot \left( e^{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot \left[ \frac{i}{n}(p_e - p_a) + p_a \right]} - e^{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot \left[ \frac{i-1}{n}(p_e - p_a) + p_a \right]} \right) \right] - \dots \\ & \dots - \frac{c_7}{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot \dot{p}} \cdot \left( e^{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot \left[ \frac{i}{n}(p_e - p_a) + p_a \right]} - e^{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot \left[ \frac{i-1}{n}(p_e - p_a) + p_a \right]} \right) \right] \quad (53) \end{aligned}$$

Auf der Grundlage dieser Gleichung erfolgt die Berechnung des Reißfortschritts bei dynamischer Belastung. Die Konstanten  $c_7$  und  $c_8$  werden gemäß Literaturangaben [39] berechnet. Die Funktion  $f_a$  ergibt sich bei einer bestimmten Reißlänge aus dem globalen Spannungszustand an der Reißspitze. Die Belastungsgeschwindigkeit sowie das Druckintervall sind frei wählbar; die Genauigkeit der Berechnung steigt mit der Anzahl der Intervalle  $i$ .



### Sonstige Belastungsfunktionen

Für die Berechnung des Rißfortschritts bei komplexeren Belastungsfunktionen muß deren Bestimmungsgleichung zunächst in Gleichung (50) eingesetzt werden. Durch Integration erhält man dann die jeweilige Berechnungsgleichung für die Rißlänge. Auf eine genaue Herleitung für bestimmte Belastungsfunktionen wird an dieser Stelle verzichtet.

Eine weitere Möglichkeit der Berechnung des Rißfortschritts bei komplexen Belastungsfunktionen ist die bereichsweise Annäherung der Funktion durch Geraden. In den angenäherten Bereichen kann der Rißfortschritt dann entsprechend einer dynamischen Beanspruchung berechnet werden. Die Steigung beträgt in den Intervallen:

$$\dot{p}(t) = \frac{p(t_i) - p(t_{i-1})}{\Delta t} = \text{const.} = \dot{p}_i \quad \text{für} \quad t_{i-1} \leq t \leq t_i \quad (54)$$

Der momentane Druck berechnet sich damit näherungsweise zu:

$$p(t) = p(t_{i-1}) + \dot{p}_i \cdot (t - t_{i-1}) = p_{i-1} + \dot{p}_i \cdot (t - t_{i-1}) \quad (55)$$

Durch Einsetzen in Gleichung (50) und anschließende Integration ergibt sich die Rißlänge zu:

$$a_n = a_0 + \left[ \frac{c_7 \cdot e^{c_8 \cdot f_{a0} \cdot (p_0 - \dot{p}_1 \cdot t_0)}}{c_8 \cdot f_{a0} \cdot \dot{p}_1} \cdot e^{c_8 \cdot f_{a0} \cdot \dot{p}_1 \cdot t} \right]_{t_0}^{t_1} + \dots$$

$$\dots + \sum_{i=2}^n \left[ \frac{c_7 \cdot e^{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot (p_{i-1} - \dot{p}_i \cdot t_{i-1})}}{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot \dot{p}_i} \cdot e^{c_8 \cdot f_{a_{i-1}} \cdot \dot{p}_i \cdot t} - \frac{c_7 \cdot e^{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot (p_{i-1} - \dot{p}_i \cdot t_{i-1})}}{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot \dot{p}_i} \cdot e^{c_8 \cdot f_{a_{i-2}} \cdot \dot{p}_i \cdot t} \right]_{t_{i-1}}^{t_i} \quad (56)$$

### **7.3.2 Rißfortschritt in keramischen Werkstoffen**

Der unterkritische Rißfortschritt in Keramiken läßt sich im allgemeinen nach der empirisch gefundenen sog. Paris-Gleichung beschreiben [123]:

$$\frac{da}{dt} = v_a = c_9 \cdot K_I^{c_{10}} \quad (57)$$

Mit Gleichung (45) ergibt sich:

$$v_a = c_9 \cdot (f_k \cdot f_a p(t))^{c_{10}} \quad (58)$$

Durch Einsetzen in (39) errechnet sich die Rißlänge zu:

$$a_n = a_0 + \int_{t_0}^{t_1} c_9 (f_k \cdot f_{a_0} \cdot p(t))^{c_{10}} dt + \sum_{i=2}^n \int_{t_{i-1}}^{t_i} c_9 \left[ (f_k \cdot f_{a_{i-1}} \cdot p(t))^{c_{10}} - (f_k \cdot f_{a_{i-2}} \cdot p(t))^{c_{10}} \right] dt \quad (59)$$

### Dynamische Belastung

Nach Einsetzen von Gleichung (51) in Gleichung (59) und anschließender Integration erhält man:

$$a_n = a_0 + \left[ \frac{c_9}{c_{10}+1} \cdot (f_k \cdot f_{a_0} \cdot \dot{p})^{c_{10}} \cdot t^{(c_{10}+1)} \right]_{t_0}^{t_1} + \dots$$

$$\dots + \sum_{i=2}^n \left[ \frac{c_9}{c_{10}+1} \cdot (f_k \cdot \dot{p})^{c_{10}} \cdot \left( (f_{a_{i-1}})^{c_{10}} - (f_{a_{i-2}})^{c_{10}} \right) \cdot t^{(c_{10}+1)} \right]_{t_{i-1}}^{t_i} \quad (60)$$

bzw. in Abhängigkeit vom Druck:

$$a_n = a_0 + \frac{c_9}{c_{10} \cdot \dot{p}} \cdot (f_k \cdot f_{a_0})^{c_{10}} \cdot \left[ \frac{1}{n} (p_e - p_a) \right]^{(c_{10}+1)} + \dots$$

$$\dots + \sum_{i=2}^n \left\{ \frac{c_9}{c_{10} \cdot \dot{p}} \cdot (f_k)^{c_{10}} \cdot (f_{a_{i-1}} - f_{a_{i-2}}) \cdot \left[ \frac{1}{n} (p_e - p_a) \right]^{(c_{10}+1)} \right\} \quad (61)$$

### Komplexe Funktionen

Komplexe Belastungsfunktionen können entweder exakt berechnet oder, wie für optisches Glas beschrieben, aus einer bereichsweisen Annäherung durch Geraden bestimmt werden. Die im Rahmen dieser Arbeit verwendete Näherungslösung für keramische Werkstoffe lautet:

$$a_n = a_0 + \left[ \frac{c_9(f_k \cdot f_{a_0})^{c_{10}}}{\dot{p}_1(c_{10}+1)} \cdot (p_0 + \dot{p}_1 \cdot t)^{(c_{10}+1)} \right]_{t_0}^{t_1} + \dots$$

$$\dots + \sum_{i=2}^n \left[ \frac{c_9(f_k)^{c_{10}}}{\dot{p}_i(c_{10}+1)} \cdot \left( (f_{a_{i-1}})^{c_{10}} - (f_{a_{i-2}})^{c_{10}} \right) \cdot (p_{i-1} + \dot{p}_i \cdot t)^{(c_{10}+1)} \right]_{t_{i-1}}^{t_i} \quad (62)$$

#### 7.4 Rißausbreitung nach der Rißauslösung

Die Rißausbreitung nach der Rißauslösung wird durch zwei Faktoren beeinflusst:

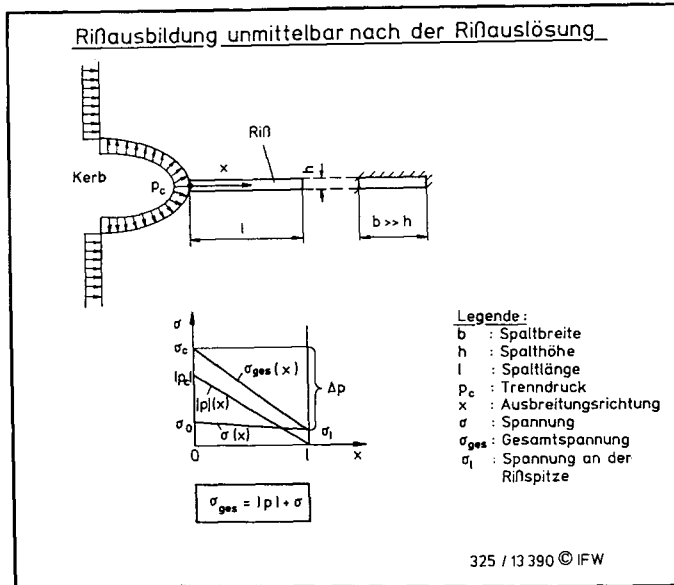
- den globalen Spannungszustand sowie
- das nachdrängende Fluid.

Der Spannungszustand bestimmt die Richtung der Bruchausbreitung, ist also maßgeblich für die Form der Werkstückoberfläche. Er beeinflusst aber auch die Geschwindigkeit der Rißausbreitung. Weist die größte Hauptspannung ein positives Vorzeichen auf, d. h. handelt es sich um eine Zugspannung, so wird die Rißausbreitung gefördert. Da die Rißlänge ständig steigt, wächst die Spannungsintensität ebenfalls, und die Rißgeschwindigkeit nähert sich entsprechend Bild 6, S. 10, der Schallgeschwindigkeit an.

Bei negativem Vorzeichen der größten Hauptspannung, also Druck, wird die Rißausbreitung durch den globalen Spannungszustand gehemmt. Der Riß wird in diesem Fall durch das nachdrängende Fluid vorangetrieben, das eine Zugbelastung an der Rißspitze bewirkt. Die Geschwindigkeit der nachströmenden Flüssigkeit ist demzufolge gleich der Rißausbreitungsgeschwindigkeit.

#### Berechnung der Rißausbreitung

Zur Abschätzung des Verlaufs der Fluidgeschwindigkeit während der Rißausbreitung wurde ein auf der Berechnung eines Spaltes mit parallelen unbewegten Wänden unter Druck basierendes Modell verwendet, welches in ähnlicher Form zur Berechnung von Dichtspalten genutzt wird [102]. In Bild 38, S. 64, wird die modellhafte Vorstellung dargestellt.



**Bild 38:** Modell zur Ausbreitung des Fluids im Riß

Ein fluidgefüllter Anriß ist im Moment der Rißauslösung mit dem Trenndruck  $p_c$  sowie der (globalen) Spannung  $\sigma_1$  belastet. Im Moment der Rißauslösung wächst der Riß, wobei angenommen wird, daß in unmittelbarer Nähe der Rißspitze ein sehr kleiner fluidfreier Raum verbleibt, welcher lediglich durch die Spannung  $\sigma_2$  belastet wird. Zwischen diesem und dem Anriß entsteht ein Spalt von sehr geringer Höhe  $h_{sp}^{1)}$ . Der vorhandene Druckunterschied zwischen dem Anriß und der Rißspitze beträgt somit:

$$\Delta p = (p_c + \sigma_0(p_c) - \sigma_1(p_c)) \quad (63)$$

Er bewirkt einen Flüssigkeitsstrom vom Anriß in Richtung Rißspitze. Dieser kann wie folgt berechnet werden. In einer Schicht von der Höhe  $2y$  und der Breite  $b$  gilt für das Kräfte-

<sup>1)</sup> Theoretisch erfolgt eine parabolische Rißaufweitung (vgl. Abschnitt 3.5.2). Sie bewirkt eine Verschiebung der Werkstückenden, der jedoch an den Dichtelementen der Reibpaarung Elastomer/Werkstück entsprechende Axialkräfte entgegenwirken, die somit die Rißaufweitung hemmen. Da die Rißaufweitung analytisch nicht berechenbar ist und das hier vorgestellte Modell ohnehin nur für qualitative Aussagen herangezogen wird, wird die vereinfachende Annahme einer konstanten Spalthöhe getroffen.

gleichgewicht zwischen der Druckdifferenz auf den Stirnflächen und den Schubkräften auf der oberen und unteren Fläche:

$$\Delta p \cdot b \cdot 2y = 2 \cdot \tau \cdot l \cdot b = -2\eta \cdot \frac{dv}{dy} \cdot l \cdot b \quad (64)$$

Daraus ergibt sich:

$$\frac{dv}{dy} = -\frac{\Delta p}{l} \cdot \frac{y}{\eta} \quad (65)$$

Durch Integration erhält man die Geschwindigkeitsverteilung im Spalt:

$$v = \int \frac{\Delta p}{l} \cdot \frac{y}{\eta} dy = -\frac{\Delta p}{l} \cdot \frac{y^2}{2\eta} + C \quad (66)$$

Mit den Randbedingungen  $y = \frac{h_{sp}}{2}$  und  $v = 0$  wird  $C = \frac{\Delta p}{2l \cdot \eta} \cdot \left(\frac{h_{sp}}{2}\right)^2$ .

Es ergibt sich eine parabolische Geschwindigkeitsverteilung des Fluides:

$$v = \frac{\Delta p}{2l \cdot \eta} \cdot \left[ \left(\frac{h_{sp}}{2}\right)^2 - y^2 \right] \quad (67)$$

Das Maximum in der Spaltmitte ( $y = 0$ ) beträgt:

$$v_{max} = \frac{\Delta p \cdot h_{sp}^2}{8 \cdot \eta \cdot l} \quad (68)$$

Die mittlere Geschwindigkeit ergibt sich mit Hilfe einer Integration über die Spalthöhe zu:

$$\bar{v} = \frac{\Delta p \cdot h_{sp}^2}{12 \cdot \eta \cdot l} = \frac{2}{3} \cdot v_{max} \quad (69)$$

Die Fluidgeschwindigkeit ist also reziprok proportional zur Viskosität des Fluids und zur Rißlänge. Sie steigt stark mit wachsender Spalthöhe, welche quadratisch in die Gleichung eingeht.

Unter Vernachlässigung des globalen Spannungszustandes und der geringfügigen Änderung des Druckes  $p_1$  während der Rißausbreitung, d. h.

$$K = \frac{\Delta p \cdot h_{sp}^2}{12 \cdot \eta}, \quad (70)$$

ergibt sich mit

$$\bar{v} = \frac{K}{x} \quad (71)$$

$$\text{und} \quad \bar{v} = \frac{x}{t} \quad (72)$$

ein hyperbolischer Geschwindigkeitsverlauf

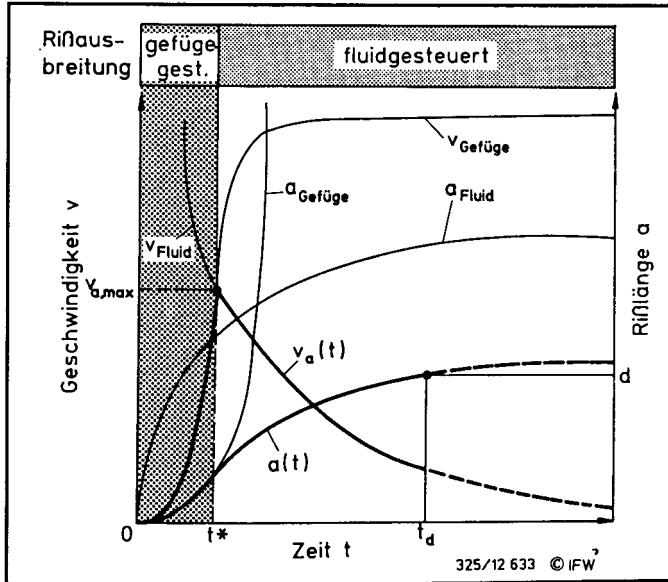
$$\bar{v} = \sqrt{\frac{K}{t}} \quad (73)$$

sowie eine parabelförmige Wegfunktion

$$x = \sqrt{K \cdot t} \quad (74)$$

Damit erhält man den in Bild 39 gezeigte schematischen Verlauf der Rißausbreitung. Unmittelbar nach der Rißauslösung liegt die vom Werkstoffgefüge bestimmte Rißausbreitungsgeschwindigkeit unter der theoretisch unendlich großen Geschwindigkeit des Fluids. Diese sinkt monoton mit wachsender Entfernung vom Ausgangspunkt des Risses, während die gefügegesteuerte Geschwindigkeit theoretisch bis zum Erreichen eines stationären Endwertes steigt. Dieser Endwert wird jedoch nur erreicht, wenn im Bauteil eine globale Zugspannung wirkt. Ist dies, wie in Bild 39 dargestellt, nicht der Fall, so ist zum Rißfortschritt die Anwesenheit des Fluids in der Nähe der Rißspitze erforderlich. Liegt dessen

Ausbreitungsgeschwindigkeit unter der gefügesteuerten Geschwindigkeit, so wird sie maßgeblich für die Ausbreitung des Risses.



**Bild 39:** Schematischer Verlauf der Rißausbreitung

## 8 Drucktrennen optischen Glases

Für die versuchstechnische Überprüfung des Drucktrennverfahrens an Werkstücken aus optischem Glas wurden zunächst die in Tabelle 3 zusammengefaßten Standardbedingungen festgelegt.

Tabelle 3: Standardbedingungen für Versuche an optischem Glas

Werkstoff	BK 7 (1 Charge)
Werkstücklänge	$l = 16 \text{ mm}$
Einspannung	mittig ( $l_1 = l_2 = 8 \text{ mm}$ )
Dichteelement	Rechteckring
Fluid	Emulsion 3% (HFA-Flüssigkeit)
Druckfunktion	Rampe
Belastungsgeschwindigkeit	$\dot{p} = 2 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$
Zugfestigkeit <sup>1)</sup>	$R_m \approx 400 \text{ MPa}$

Erste Praxisversuche an ungekerbten Werkstücken erfolgten parallel zu einer entsprechend Kapitel 7 durchgeführten Prozeßsimulation. Zur Ermittlung des Bruchausgangsortes, und damit des Trennmechanismus, wurde der Einfluß der Oberflächenstruktur des Werkstücks vor der Trennung auf den Trennvorgang und die erzeugten Oberflächen überprüft. Darauf aufbauend wurden verschiedene Verfahren zur gezielten Rißinitiierung erprobt. In weiteren Untersuchungen wurde dann gezielt der Einfluß bestimmter Prozeßeingangsgrößen auf das Arbeitsergebnis überprüft.

Wie in Kapitel 3 dargelegt, wird optisches Glas außer von Flußsäure praktisch nur von Wasser angegriffen. Die beschriebene Reaktion ruft ab einer gewissen Belastungshöhe ein unterkritisches Rißwachstum hervor. Es kann in Abhängigkeit von der Spannungsintensität wie in Tabelle 4 zusammengefaßt beschrieben werden. Bei der Simulation des Rißfortschritts entsprechend Abschnitt 7.3 wurden diese Angaben zugrunde gelegt.

---

<sup>1)</sup> Die Zugfestigkeit des Werkstücks wurde nach [116] berechnet (siehe Bild 25, S. 37).



**Tabelle 4:** Unterkritisches Rißwachstum in Glas (nach Wiederhorn [39])

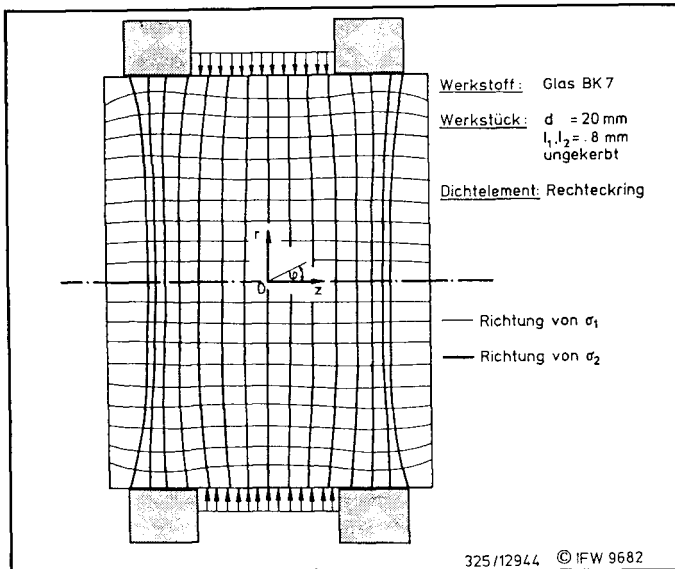
Berechnungsgrundgleichung:		$\log \frac{v_a}{m \cdot s^{-1}} = c_1 + c_2 \frac{K_I}{MPa \cdot \sqrt{m}}$	
#	Bereich der Spannungsintensität $K_I$ [MPa · √m]	$c_1$	$c_2$
-	$0 \leq K_I \leq 0,2$	$-\infty$	0
I	$0,2 \leq K_I \leq 0,6$	-13	15
II	$0,6 \leq K_I \leq 0,75$	-6	3,3
III	$0,75 \leq K_I \leq K_{Ic}$	-41	50

#### Ergebnisse der modelltheoretischen Analyse

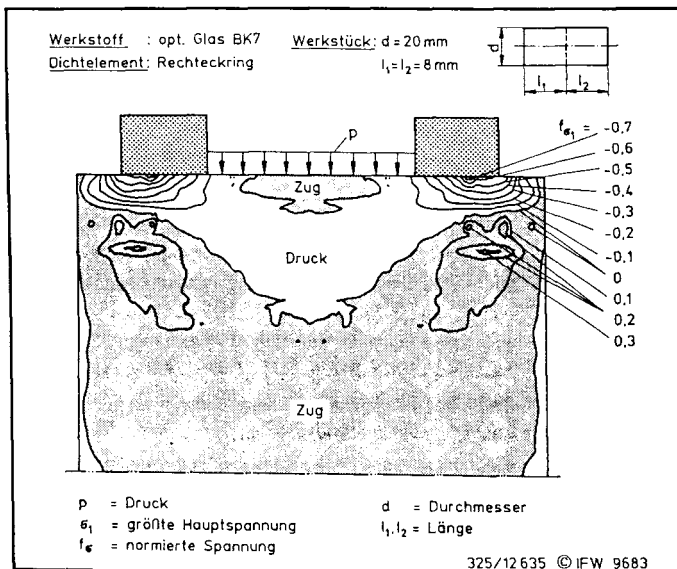
Ausgangspunkt der Prozeßsimulation ist eine FEM-Berechnung der Bauteilbelastung, mit der sowohl die Beträge als auch die Richtungen der Spannung im gesamten Werkstück ermittelt wurden. Die Richtungen der Hauptspannungen  $\sigma_1$  sowie ihrer Trajektorien in einem mittig eingespannten Werkstück der o. g. Standardgeometrie sind in Bild 40 dargestellt. Da die Hauptspannung  $\sigma_3$  stets eine Umfangsspannung ist, entspricht die Richtung der Trajektorien jeweils genau derjenigen der Hauptspannung  $\sigma_2$ . Wegen der Symmetrie von Trennkammer und Werkstück zur Kammermitte ergibt sich, daß ein exakt mittig getrennter Stab theoretisch keine Formabweichung von der planen Trennfläche aufweisen dürfte. Links und rechts von der Kammermitte ergeben sich zueinander symmetrische Abweichungen von der ebenen Idealgeometrie.

Für die Berechnung des Rißfortschritts und die Höhe des Trenndrucks kann die größte Hauptspannung  $\sigma_1$  stets als ungefähr senkrecht zur Werkstückmittelachse vorausgesetzt werden. Ihr Betrag ist daher in diesem Zusammenhang die hauptsächlich maßgebende Größe.

Wie die FEM-Simulation unter Verwendung der o. g. Standardbedingungen zeigt, weist das durch die Fluidbelastung erzeugte Spannungsfeld die in Bild 41 anhand der auf den Fluiddruck normiert dargestellten größten Hauptspannungen auf. Es wird deutlich, daß im Bereich unterhalb der Dichtelemente die größte Hauptspannung im Druckbereich liegt. Im Werkstückrandbereich zwischen den Dichtelementen sowie im Werkstückinneren herrscht dagegen eine Zugbelastung, deren Maximum ca.  $0,35 \cdot |p|$  beträgt. Für ein Versagen im Bauteilinneren durch Überschreiten der Zugfestigkeit wäre daher gemäß Glg. (23) eine Mindestbelastung von ca. 1150 MPa nötig.



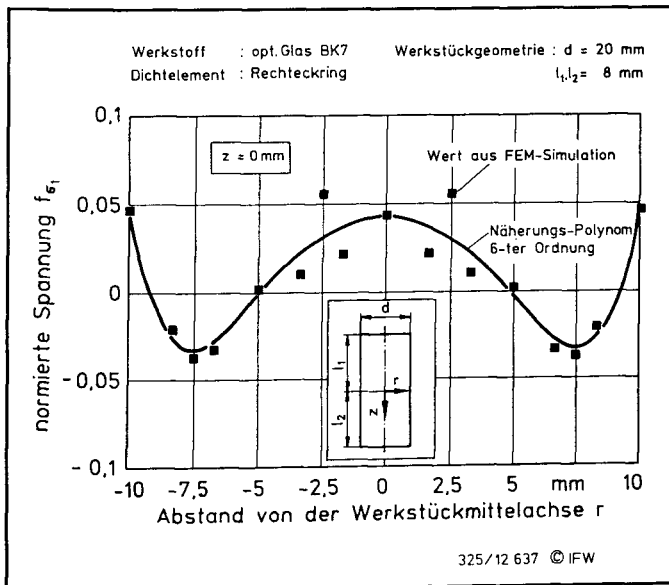
**Bild 40:** Richtungen der Hauptspannungen im Werkstück



**Bild 41:** Beträge der normierten Hauptspannungen im Bauteil

Wie bereits in Abschnitt 7.5 gezeigt, hängt die Rißausbreitung in starkem Maße von der in der Trennebene herrschenden globalen Spannung ab. Weist diese ein positives Vorzeichen auf, erfolgt die Rißverlängerung gefügesteuert, bei negativem Vorzeichen dagegen fluidgesteuert. Im ersten Fall bewirkt eine Rißverlängerung tendenziell eine Erhöhung der Spannungsintensität und damit eine Beschleunigung des Risses. Bei fluidgesteuertem Rißwachstum sinkt dagegen mit steigender Rißlänge die Fluidgeschwindigkeit in der Nähe der Rißspitze, so daß sich der Rißfortschritt verlangsamt.

Im vorliegenden Fall ist die Hauptspannung  $\sigma_1$  in Kammermitte aus Symmetriegründen exakt parallel zur Werkstückmittellachse orientiert. Sie weist dort den im Bild 42 gezeigten Verlauf in Abhängigkeit vom Abstand zur Werkstückmittellachse auf. Der Riß beschleunigt aufgrund der Zugbelastung sowohl im Randbereich unmittelbar nach der Auslösung als auch im Bauteilinneren. Er wird in seiner Ausbreitung von einer ringförmigen Druckspannungszone im Bauteil behindert, die in Ausbreitungsrichtung zweimal durchlaufen wird. Am Ende der Zugspannungsbereiche erreicht die Rißgeschwindigkeit jeweils lokale Maxima, am Ende der Druckspannungsbereiche lokale Minima. Die absolut höchste Rißgeschwindigkeit liegt vermutlich unmittelbar nach dem Durchlaufen der Zugspannungszone im Werkstückinneren vor.



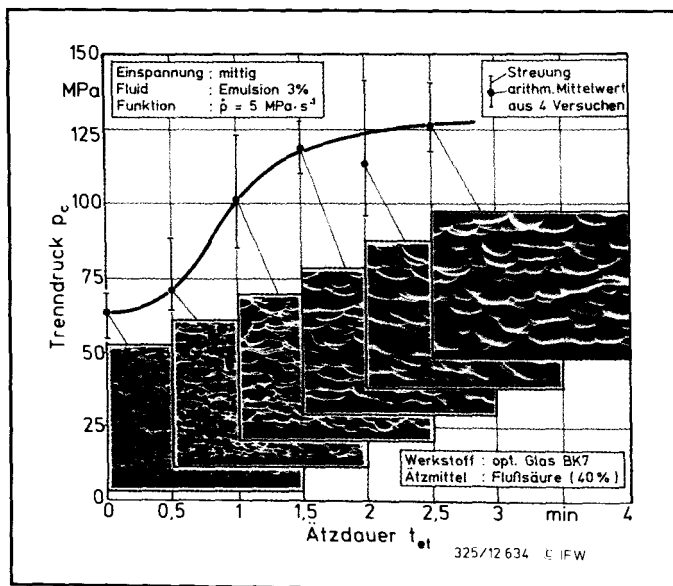
**Bild 42:** Normierte Spannung in Probenmitte

Die Höhe der Reißgeschwindigkeit läßt sich allein aufgrund der Modellvorstellung aber nicht quantifizieren. Die aufgezeigten Zusammenhänge erlauben jedoch die Aussage, daß die Reißgeschwindigkeit mit steigendem Trenndruck erhöht wird, da dieser sowohl proportional zur Spannungsintensität als auch zur Fluidgeschwindigkeit im Spalt ist (vgl. Abschnitt 7.4). Im fluidgesteuerten Druckspannungsbereich ist die Reißgeschwindigkeit außerdem von der Zähigkeit des eingesetzten Trennmediums abhängig. Die Viskosität ist reziprok proportional zur Reißgeschwindigkeit, so daß durch den Einsatz zähflüssiger Trennmedien die Werkstücktrennung verlangsamt wird.

## 8.1 Einfluß der Oberflächenstruktur auf den Trennvorgang

### 8.1.1 Oberflächenrauheit ungekerbter Werkstücke

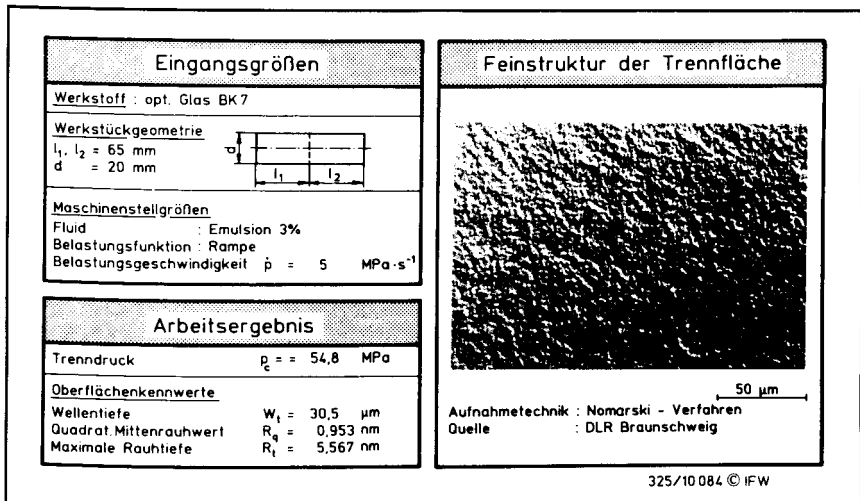
Zur Ermittlung des Einflusses der Oberflächenrauheit wurden Stäbe aus optischem Glas BK 7 in 40%iger Flußsäure mit unterschiedlicher Dauer geätzt und anschließend unter jeweils gleichen Prozeßbedingungen getrennt. Der Einfluß auf die Feinstruktur der Oberfläche vor der Trennung sowie die resultierenden Trenndrucke ist in Bild 43 dargestellt.



**Bild 43:** Einfluß der Ätzdauer auf Oberflächenstruktur und Trenndruck

Es wird deutlich, daß durch den Ätzangriff eine langwelligere Oberflächenstruktur entsteht. Die aus der Schleifvorbehandlung resultierenden Riefen werden verrundet und die Kerbwirkung feiner Risse abgemildert. Demzufolge steigt der Trenndruck mit verlängerter Ätzdauer stark an. Selbst die Maximalwerte liegen jedoch um ein Vielfaches unter der aus dem Zugfestigkeitskriterium berechneten Bauteilfestigkeit. Die Auslösung der Werkstücktrennung erfolgt also stets an der Werkstückoberfläche.

Für Trenndrücke bis zu ca. 90 MPa bleibt der Bruchspiegel völlig glatt, was auf Reißgeschwindigkeiten von unter 1000 m/s schließen läßt. Eine solche Oberfläche mit extrem geringer Rauheit zeigt Bild 44.



**Bild 44:** Feinstruktur und Oberflächenkennwerte der glatten Bruchfläche

Bei Trenndrücken oberhalb von 103 MPa tritt dagegen im Bereich des aufgrund der theoretischen Analyse vermuteten Maximums der Reißgeschwindigkeit stets ein nierenförmiger Bereich mit Lanzettbrüchen auf (Bild 45). Außerdem wurden im Randbereich Wallner-Linien beobachtet (Bild 46). Beide Phänomene lassen auf eine gegenüber einer völlig glatten Oberfläche erhöhte Reißausbreitungsgeschwindigkeit im Bereich von 1000-1800 m/s schließen.

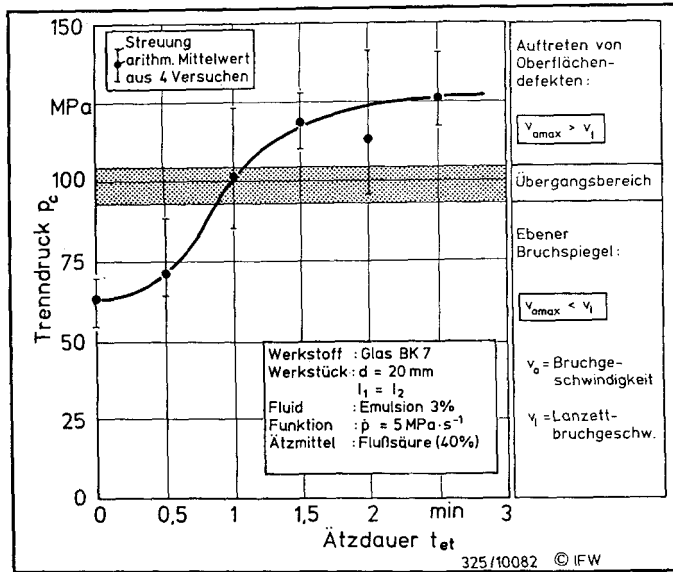


Bild 45: Trenndruck und Trennflächenstruktur in Abhängigkeit von der Ätzdauer

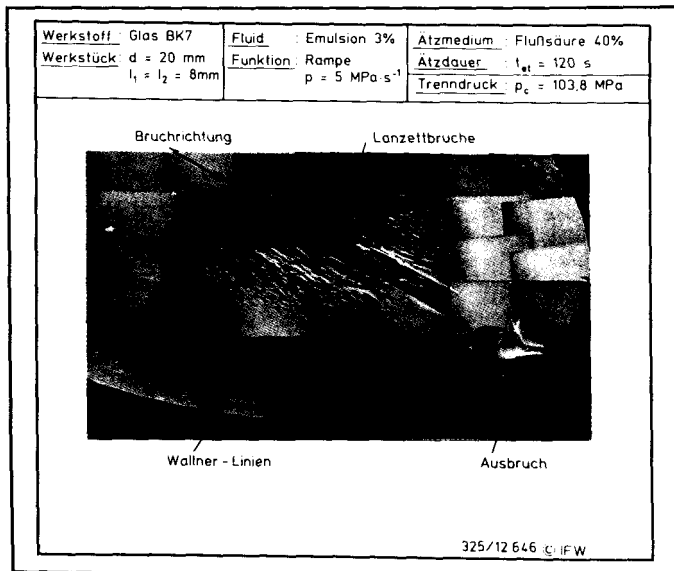


Bild 46: Bruchfläche von Glas bei hohem Trenndruck

### Schlußfolgerungen bezüglich des Trennmechanismus

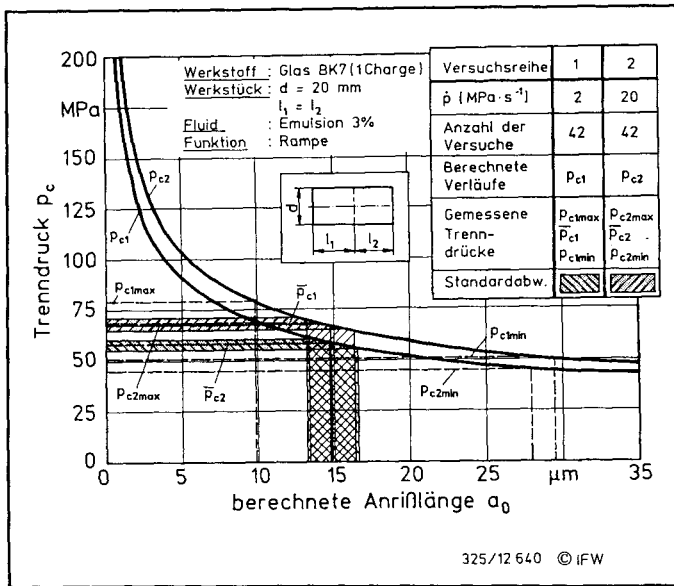
Zusammenfassend läßt sich aus der Untersuchung des Einflusses der Oberflächenrauheit folgern, daß die Werkstücktrennung ausschließlich von der Mantelfläche des Werkstücks ausgeht. Die Oberflächenstruktur des Werkstücks vor der Trennung bestimmt maßgeblich die Höhe des Trenndrucks. Dieser beeinflusst wiederum die Rißausbreitungsgeschwindigkeit und damit die Feinstruktur der erzeugten Trennflächen. Diese Ergebnisse stehen im Einklang mit denen der theoretischen Prozeßanalyse.

### Rißfortschritt und Ausgangsrißlänge ungekerbter Werkstücke

In einer Versuchsserie wurde das in Kapitel 7.3 beschriebene Rißfortschrittsmodell wie im folgenden beschrieben überprüft. Zunächst wurde der Trenndruck in Abhängigkeit von der Rißlänge und der Belastungsgeschwindigkeit berechnet. Anschließend wurden den experimentell ermittelten Trenndrücken - für beide Belastungsgeschwindigkeiten jeweils charakterisiert durch Mittelwert, Standardabweichung und Streubereich - Anfangsrißlängen gemäß der Simulation zugeordnet. Für eine der Wirklichkeit nahekommende Simulation des Rißfortschritts muß die Verteilung der Anfangsrißlängen dann unabhängig von den gewählten Maschinenstellgrößen ähnliche Werte ergeben, da die Versuchswerkstücke einer Charge entstammen und somit gleiche Oberflächeneigenschaften aufweisen. Bei einer fehlerhaften Simulation des Rißfortschritts würde sich dagegen die Lage der simulierten Kurven so verschieben, daß sich keine deckungsgleichen Verteilungen der Anfangsrißlängen ergeben.

In Bild 47 ist das Ergebnis dieser Betrachtung dargestellt. Es zeigt eine sehr weitgehende Übereinstimmung der jeweiligen Verteilungen der Anrißlänge, so daß das verwendete Simulationsmodell als sehr genau eingestuft werden kann. Die durchschnittliche Anrißlänge von  $a_0 = 15 \mu\text{m}$  liegt etwas über dem  $R_t$ -Wert der Rauheitsmessung (siehe Tabelle 2, S. 36). Dieses liegt darin begründet, daß bei der Vermessung mit dem Tastschnittgerät nur ein kleiner Bereich der Bauteiloberfläche erfaßt und damit der kritischste Anriß nur mit sehr geringer Wahrscheinlichkeit berücksichtigt wird.

Durch die Ergebnisse der Untersuchungen an ungekerbten Werkstücken wird darüber hinaus erneut die der Berechnung zugrunde liegende Annahme bestätigt, daß die Trennung ungekerbter Werkstücke von der Mantelfläche ausgeht.



**Bild 47:** Trenndruck in Abhängigkeit von der Anrißlänge bei ungekerbten Werkstücken

#### Ort der Werkstücktrennung

Bei gleichmäßiger Verteilung der Oberflächenanrisse des Werkstücks hängt die Wahrscheinlichkeit der Werkstücktrennung in einem bestimmten fluidbelasteten Bereich von den dort herrschenden Bauteilspannungen im Randbereich ab. Die berechnete maximale Spannung (Bild 48) ist für ein mittig eingespanntes Bauteil im Bereich um die Werkstückmitte am größten ( $f_\sigma \approx 0,05$ ). Sie fällt zu den Dichtelementen deutlich ab; am Rande des Fluidwirkbereiches liegt eine rißhemmende Druckspannung vor ( $f_\sigma \approx -0,1$ ).

Aufgrund dieses Ergebnisses erscheint eine Werkstücktrennung im Randbereich etwas weniger wahrscheinlich als in Kammermitte. Da die Spannungsunterschiede jedoch relativ gering im Vergleich zu denen der Anrißlänge sind, ist anzunehmen, daß der Verlauf der Randspannungen von eher geringem Einfluß auf den Ort der Werkstücktrennung ist. Die Auswertung der Trennorte einer Versuchsserie bestätigt im wesentlichen diese Aussagen (Bild 49). Der Anteil der Werkstücktrennungen nimmt tendenziell zur Kammermitte leicht zu, ohne jedoch einen eindeutigen Verlauf aufzuweisen. Die (zufällige) Rißverteilung dominiert also weitgehend über den systematischen Einfluß des Spannungszustandes, der lediglich in unmittelbarer Nähe der Dichtelemente deutlich erkennbar wird. Der mittlere Bruchausgangsort liegt erwartungsgemäß exakt in Kammermitte.



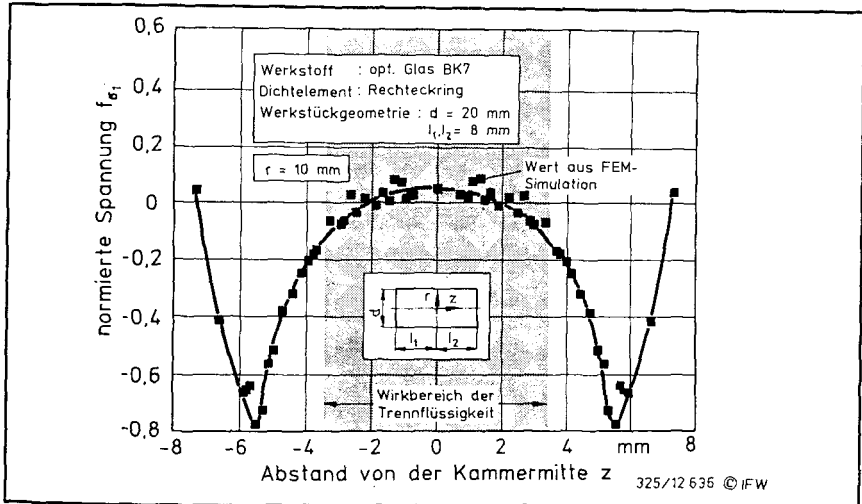


Bild 48: Randspannungen in optischem Glas

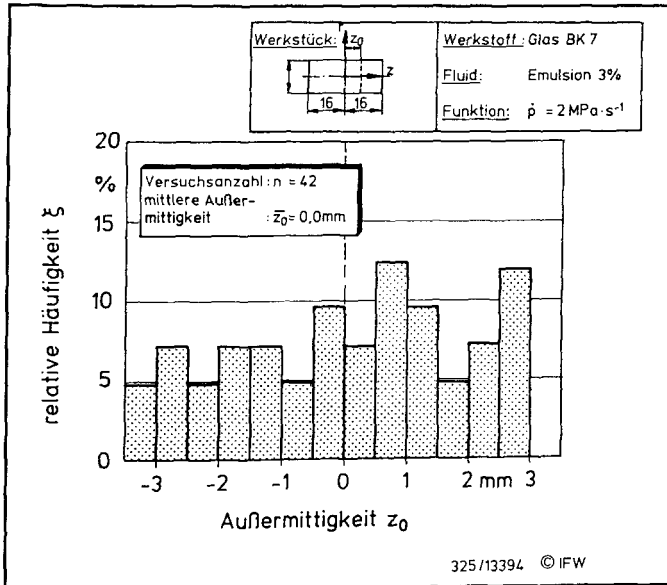


Bild 49: Ort der Werkstücktrennung bei ungekerbten Werkstücken

### 8.1.2 Gezielte Rißinitiiierung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die in Bild 50 dargestellten Verfahren der Rißinitiiierung auf ihre Eignung zur Vorgabe des Bruchausgangsortes beim Drucktrennen untersucht. Anhand der Ergebnisse wurden außerdem die von unterschiedlichen Autoren angegebenen Berechnungsgleichungen für die verfahrensspezifische Bauteilfestigkeit überprüft.

Kerbforn	Riñ	Sackloch	Linearkerbe	Umfangskerbe	Kerbe mit Sekundärriß
Geometrie					
Herstellung	Härteprüfer	Excimerlaser	Microdice	Microdice	Sekundärlast
Wirkprinzip					
Berechnung d Kerbspann	bruch-mechanisch	analytisch <sup>1)</sup>	analytisch <sup>1)</sup>	FEM	bruch-mechanisch
Kritische Belastung	$\sigma \geq \frac{K_{Ic}}{\sqrt{a} \cdot f_K}$ $K_{Ic}$ = Bruch-zähigkeit $a$ = Riñlänge $f_K$ = Korrekturf.	$\sigma_0(t_k, r) \cdot \sigma \geq R_m$ $R_m$ = Zug-festig-keit $d$ = Durchm.	$\sigma_0 = \text{Kerbfaktor}$ $b_k$ = Kerbbreite $t_k$ = Kerbtiefe $r$ = Kerbradius	$\sigma_{max} \geq R_m$	$\sigma \geq \frac{K_{Ic}}{\sqrt{a} \cdot f_K}$
<sup>1)</sup> nach Neuber			325/9324 © IFW		

Bild 50: Verfahren zur Riñinitiiierung

#### 8.1.2.1 Ankerbung mittels des Härteprüfverfahrens

Eine einfache Methode zur Erzeugung von Anrissen in sprödharten Werkstoffen ist durch das Härteprüfverfahren gegeben. Dabei wird die Tatsache genutzt, daß der Diamant-Eindringkörper in Abhängigkeit von seiner Form sowie der aufgetragenen Prüfkraft nicht nur einen Eindruck im Werkstück, sondern beispielsweise unter Verwendung eines Vickers- oder Knoop-Prüfkörpers auch von der plastisch verformten Zone unter dem Prüfkörper ausgehende laterale Risse sowie einen mittigen Tiefenriñ erzeugt.

Die Länge dieses Tiefenrisses ist in Abhängigkeit von der Form des Prüfkörpers, der Prüflast sowie den Werkstoffeigenschaften berechenbar [124]:

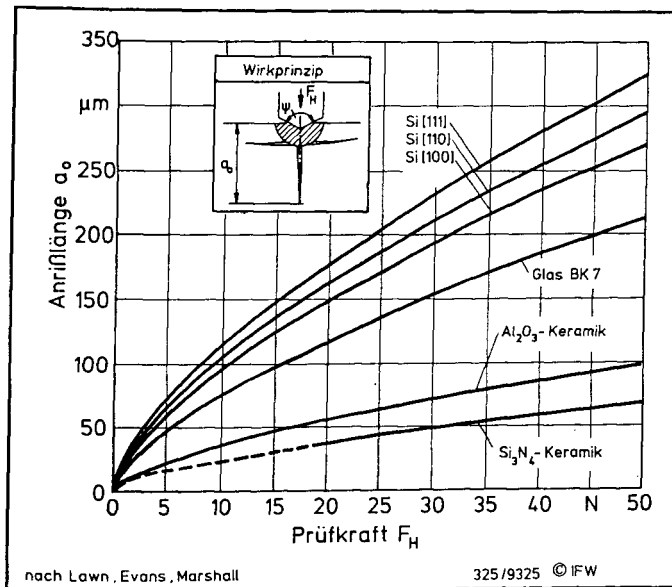
$$a_0 = K^* \cdot F_H^{2/3} \quad (75)$$

$$\text{mit } K^* = 0,034 \cdot \left[ \cot\left(\frac{\psi}{2}\right) \cdot E^{1/2} \cdot H^{-1/2} \cdot K_{Ic}^{-1} \right]^{2/3} \quad (76)$$

$$\text{und } F_H \geq \alpha \cdot K_{Ic}^4 \cdot H^{-3} \quad (77)$$

$$\text{mit } \alpha = 21,69 \cdot 10^3$$

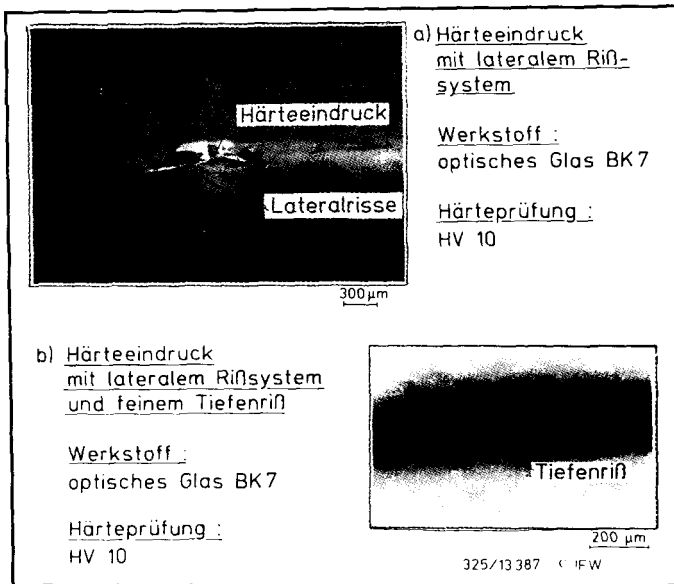
Die Ergebnisse einer entsprechenden für die Versuchswerkstoffe durchgeführten Berechnung zeigt Bild 51.



**Bild 51:** Berechnete Rißlänge von Härteprüfertiefenrissen für verschiedene Werkstoffe

Zur gezielten Rißerzeugung wurden die zylindrischen Werkstücke auf einem prismatischen Werkstückhalter so positioniert, daß die Vorschubbewegung des Härteprüfers ex-

akt senkrecht zur Mantelfläche erfolgte. Es wurden Lasten von 1, 2 und 5 kg gewählt<sup>1)</sup>. Die typische Ausbildung des in optischem Glas BK 7 erzeugten Rißsystems zeigt Bild 52.



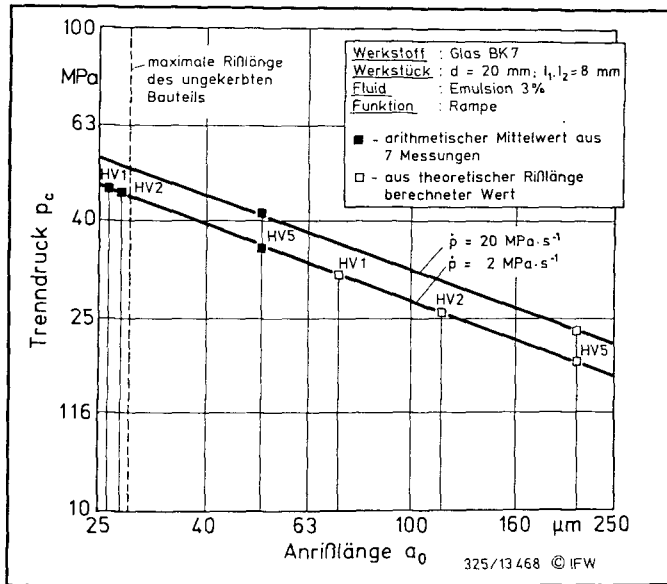
**Bild 52:** Härteeindrücke und Rißsystem in optischem Glas

Es wird deutlich, daß die lateralen Risse ausgebildet werden, während der Tiefenriß entweder sehr fein oder sogar überhaupt nicht vorhanden ist.

Die vorgekerbten Werkstücke wurden anschließend bei jeweils mittlerer Einspannung und konstanten Maschinenstellgrößen getrennt. Dabei zeigte sich, daß mit einer Ausnahme bei 1 kg Prüflast alle Werkstücke an der Kerbe getrennt wurden (Bild 53).

Aus den gemessenen Trenndrücken wurde anhand des simulierten Rißfortschritts auf die Anrißlängen vor Prozeßbeginn geschlossen. Sie lag für Prüflasten von 1 und 2 kg knapp unter, für Lasten von 5 kg deutlich über der maximalen Rißlänge ungekerbter Stäbe. Die auf diese Weise errechneten Werte wurden mit den entsprechend den Gleichungen 75 und 77 ermittelten Rißlängen verglichen.

<sup>1)</sup> Die Verfahrensbezeichnung erfolgt entsprechend der Prüflast (HV 5 bedeutet  $m_H = 5 \text{ kg}$ ). Die Prüfkraft beträgt  $F_H = m_H \cdot g$  (HV 5 entspricht ca.  $F_H = 50 \text{ N}$ ).



**Bild 53:** Erfolg der Ankerung, Trenndruck und berechnete Anrißlänge in Abhängigkeit von der Prüfkraft

Es erwies sich, daß die tatsächliche Anrißlänge erheblich unter der für den Tiefenriß errechneten liegt ( $a_0 \approx 0,24 a_{0th}$ ). Ursächlich dafür ist die sehr feine Ausbildung des Tiefenrisses unter der Spitze des Härteprüfers (Bild 52). Der Riß ist vermutlich nicht breit genug, um den für das Rißwachstum notwendigen Ionentransport an die Rißspitze zu gewährleisten. Die Trennung geht demzufolge zumeist von den breiter ausgebildeten Lateralrisen aus. Neben erhöhten Trenndrücken führt dies auch dazu, daß der Ort der Trennung nicht mehr eindeutig definiert ist, da jeder der sich unter den Flächen des Härteprüfers ausbildenden Lateralrisse mit gleicher Wahrscheinlichkeit zum Ausgangsort der Werkstücktrennung werden kann.

### 8.1.2.2 Ankerung mittels Microdice

Microdices sind Diamant-Trennschleifwerkzeuge mit geringem Querschnitt und Außendurchmesser. Sie werden hauptsächlich zum Vereinzeln von Mikrochips aus Siliziumsubstratscheiben (Wafern) genutzt, eignen sich aber auch zur Erzeugung sehr feiner Fugen in Werkstückoberflächen. Die Bearbeitung auf einer speziellen Werkzeugmaschine ist mit großer Präzision in rascher Folge durchführbar.

Mit dem Microdice-Verfahren wurden an Werkstücken aus optischem Glas kreissegmentförmige Kerben unterschiedlicher Tiefe erzeugt (Bild 54). Anschließend wurden die Werkstücke unter konstanten Prozeßbedingungen getrennt.

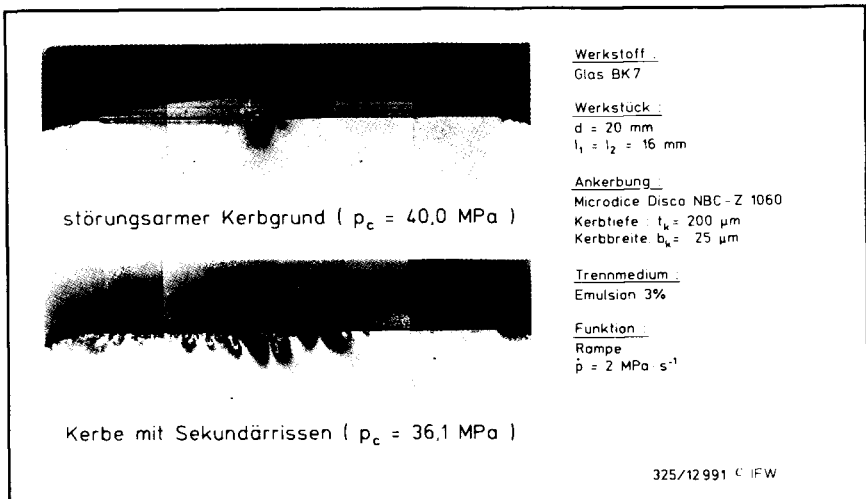


Bild 54: Im Microdice-Verfahren erzeugte Linearerben nach der Werkstücktrennung

Die erzeugten Kerben können nach Neuber [125] als halbelliptische Randkerben in einer zugbeanspruchten Scheibe beschrieben werden. Der Trenndruck beträgt:

$$p_c = f_a \cdot R_m \cdot \alpha_0 \quad (78)$$

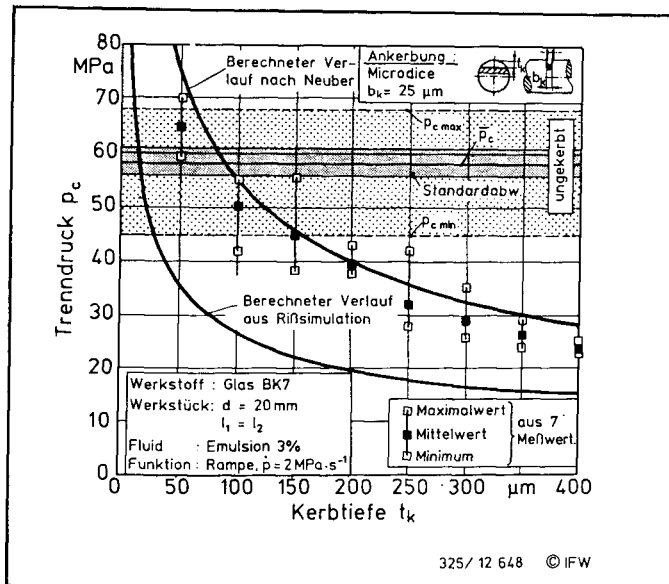
$$\text{mit } \alpha_0 = \frac{1 + 2,48 \cdot \sqrt{t_k / \rho_0} + 1,16 \cdot t_k / \rho_0}{1 + 0,517 \cdot \sqrt{t_k / \rho_0}} \quad (79)$$

Der Kerbradius beträgt für ein eingeschliffenes Microdice-Werkzeug näherungsweise:

$$\rho_0 = \frac{b_k}{2} \quad (80)$$

Die gemessenen Trenndrucke in Abhängigkeit von der Kerbtiefe werden in Bild 55 mit nach Neuber berechneten Werten verglichen. Außerdem ist das Ergebnis einer Simula-

tion des Rißfortschritts ausgehend von einer der Kerbtiefe gleichen Anrißlänge dargestellt sowie der Streubereich des Trenndrucks ungekerbter Bauteile angegeben (siehe Abschnitt 8.1.1).



**Bild 55:** Trenndruck in Abhängigkeit von der Kerbtiefe bei Ankerung mit Microdice

Der Vergleich der Trenndrücke ungekerbter und gekerbter Bauteile zeigt, daß eine Ankerung mit der Microdice oberhalb eines Verhältnisses  $t_k/b_k$  von 8 sicher zum Erfolg führt. Für den konkreten Fall entspricht das einer Mindestkerbtiefe von 200 µm.

Die Versuchsergebnisse entsprechen recht genau der nach Neuber berechneten Bauteilfestigkeit, welche in etwa die Obergrenze des Streubereichs der Festigkeit der gekerbten Bauteile charakterisiert. Die meist um ca. 10% darunter liegenden Festigkeiten der Versuchswerkstücke können durch Abweichungen von der im Modell ideal halbkreisförmigen Querschnittsgeometrie der erzeugten Kerbe erklärt werden. Spitzere Querschnitte bewirken eine erhöhte Spannungskonzentration und dadurch geringere Bauteilfestigkeit.

Die Bauteilfestigkeit liegt erheblich über der aufgrund des Rißfortschrittsmodells berechneten. Im Kerbgrund erfolgt also ein weitaus geringeres Rißwachstum, als es der Simulation entsprechen würde. Die durch den Ankerbvorgang hervorgerufene Tiefenschädigung des Kerbgrundes ist so gering, daß nur in geringem Maße Sekundäranrisse erzeugt

werden. Die Bruchauslösung erfolgt demzufolge vermutlich durch Überschreiten der Zugfestigkeit im Grund des Primärrisses, bevor die kritische Rißlänge von einem der Sekundärrisse erreicht wird.

Wie sich in ergänzenden Versuchen zeigte, ist der Trenndruck unabhängig von der Belastungsgeschwindigkeit. Auch das spricht dafür, daß ein unterkritisches Rißwachstum bei dieser Art der Ankerbung praktisch keine Rolle für die Bauteilfestigkeit spielt (vgl. Abschnitt 8.3).

### **8.1.2.3 Ankerbung durch Laserlicht**

Ein bisher nicht untersuchtes Verfahren zur Rißinitiation ist die definierte Erzeugung von Sacklöchern mittels eines gepulsten Excimer-Lasers. Durch die sehr energiereichen Impulse dieses Lasers ( $\lambda = 193 \text{ nm}$ ,  $T = 20 \text{ ms}$ ) wird die eingebrachte Leistung fast vollständig für den thermischen Materialabtrag genutzt. Mit Hilfe von Masken bestimmter Querschnittsformen können Bereiche der Laser-Wellenfront ausgeblendet werden. Das verbleibende Laserlicht trifft dadurch in einem wohldefinierten Bereich auf die Werkstückoberfläche, so daß gezielt bestimmte Kerbquerschnitte erzeugt werden können.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden Sacklöcher mit kreisrundem und rechteckigem Querschnitt erzeugt. Im Drucktrennversuch zeigte sich, daß durch die kreisrunden Sacklöcher keine gezielte Rißinitiation des Werkstücks möglich ist. Die Krümmung des Lochgrundes reicht nicht aus, um die notwendige Kerbwirkung hervorzurufen.

Eine höhere Erfolgsquote ergab sich für die wesentlich schmaleren Rechteckkerben (Bild 56). Allerdings liegt auch hier der durchschnittliche Trenndruck nur geringfügig unterhalb dessen ungekerbter Werkstücke, so daß die Trennung nicht immer an der Lochkerbe erfolgt. Unter der Annahme  $\rho_0 \approx 1,5 b_k$  läßt sich der Trenndruck gemäß den Gleichungen (78) - (79), S. 82, berechnen.

Die Ankerbung mittels eines Excimer-Lasers erwies sich insgesamt als nicht sehr zuverlässiges und überdies zeit- und kostenintensives Verfahren. Es wurde daher nicht für die weiteren Versuchswerkstoffe genutzt.



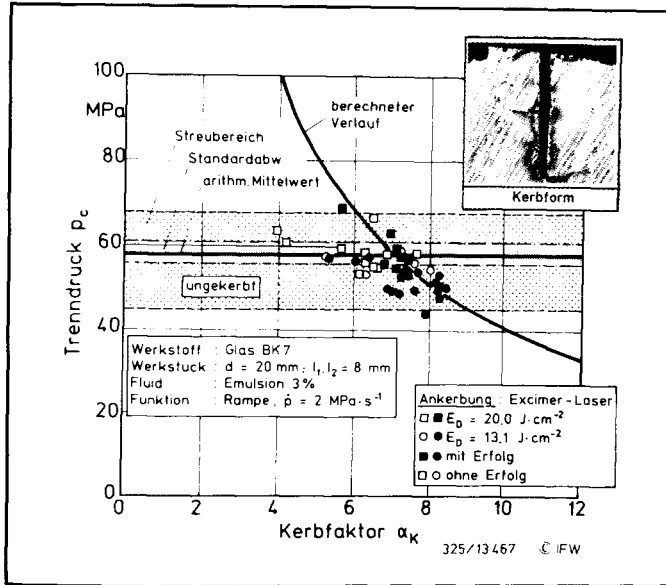


Bild 56: Ankerung mittels Excimer-Laser

### 8.1.3 Körperschallemission während der Trennung

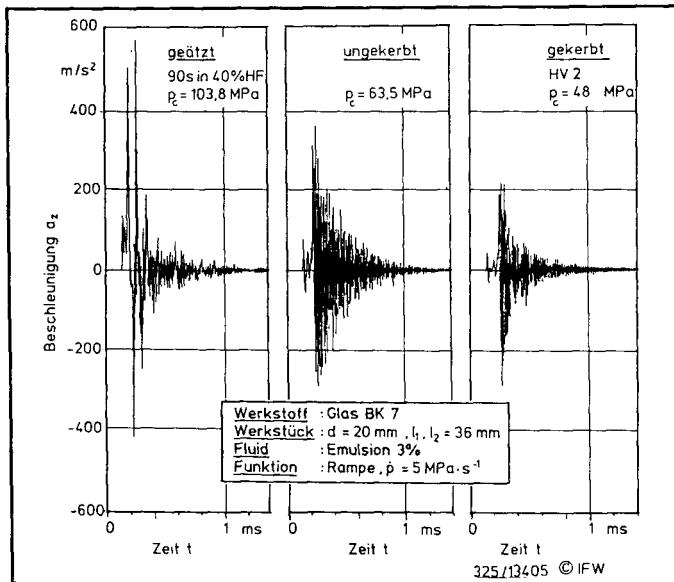
Die Schallemission unmittelbar vor, während und nach der Reißauslösung wurde verglichen an Werkstücken mit unbehandelter, geätzter sowie mittels Härteprüfer vorgekerbter Oberfläche gemessen. In Bild 57 ist der Verlauf der Schallemissionsamplitude dargestellt. Außerdem wurde eine Frequenzanalyse des Signals durchgeführt (Bild 58).

Das Schallemissionssignal weist eine prinzipiell ähnliche Charakteristik der drei Verläufe für die unterschiedlichen Oberflächenzustände auf. Nach einer ca. 0,2 ms dauernden Phase mit geringer Schallemission, welche vermutlich durch unterkritisches Rißwachstum hervorgerufen wird, kommt es zu einem impulsartigen Anwachsen des Signals im Moment der Reißauslösung. Die Höhe des Maximalwertes des Betrages der Schallemission korreliert mit dem Trenndruck. Sie erlaubt daher Aussagen über durch die Vorbehandlung des Werkstücks hervorgerufene Oberflächenfehler.

Die im Moment der Reißauslösung hervorgerufenen Impulswellen wandern durch das Bauteil und werden, sobald sie auf eine Stirnfläche treffen, teilreflektiert. Der an der Sensorseite ausgekoppelte Anteil wird als Schallemission gemessen. Aus der kontinuierlichen

Dämpfung der im Bauteil pendelnden Wellen ergibt sich die einem abschwellenden Sinus ähnliche Charakteristik des Schallemissionssignals.

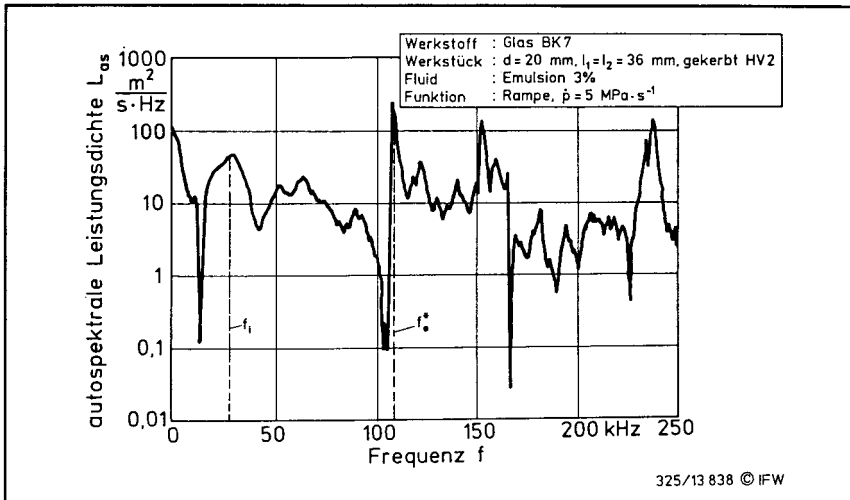
Das im Moment der Bruchauslösung erzeugte Signal überlagert sich dem des eigentlichen Rißvorgangs. Aus diesem Grunde ist allein auf der Grundlage der durchgeführten Schallemissionsmessungen keine Aussage über die Dauer des Trennvorgangs und die Rißausbreitungsgeschwindigkeit möglich.



**Bild 57:** Körperschallemission während der Trennung optischen Glases

Die Grundfrequenz der im abgetrennten Werkstück pendelnden Wellen kann mit der Schallgeschwindigkeit für Glas ( $v_{ae} \approx 2000 \text{ m/s}$ ) über  $f_1 = v_{ae} / (2 l_2)$  abgeschätzt werden. Der so berechnete Wert von  $f_1 \approx 28000 \text{ Hz}$  entspricht dem ersten Maximum im Frequenzgang; die dargestellten Zusammenhänge werden somit durch die Messung bestätigt.

Die weiteren Maxima des Frequenzgangs entstehen mutmaßlich durch Resonanz des Sensors. Dessen erste Eigenfrequenz wird durch die Ankopplung an das Werkstück auf  $f_e^* \approx 100 \text{ kHz}$  gesenkt.



**Bild 58:** Leistungsdichte in Abhängigkeit von der Frequenz des Schallemissionssignals

## 8.2 Einfluß der Werkstückgeometrie

Die Richtung der Rißausbreitung in einem idealelastischen Werkstück wird von der Orientierung der größten Hauptspannung bestimmt, zu der sie stets senkrecht erfolgt. Die Richtung der größten Hauptspannung bestimmt damit die Bruchflächeengeometrie eines im Drucktrennverfahren zu trennenden Bauteils. Sie hängt, wie im folgenden gezeigt wird, ihrerseits entscheidend von der Geometrie des ungetrennten Bauteil ab.

Aufgrund der Bauform der Trennkammer können mit der Versuchsanlage ausschließlich zylindrische Werkstücke mit einem Durchmesser von 20 mm getrennt werden. Die Variation der Werkstückgeometrie beschränkte sich daher auf die Veränderung der Werkstücklänge sowie der Einspannung der Werkstücke relativ zur Kammermitte. Im einzelnen wurden folgende Einflüsse untersucht:

- Außermittigkeit der Trennung symmetrisch eingespannter Werkstücke unterschiedlicher Länge,
- Asymmetrie der Einspannung bei Rißinitiation in der Kammermitte.

### 8.2.1 Außermittigkeit des Bruchausgangsortes symmetrisch positionierter Werkstücke

Die Außermittigkeit des Bruchausgangsortes beeinflusst den Spannungszustand des Werkstücks vor der Trennung nicht, so daß für eine bestimmte Werkstückgeometrie eine einzige FEM-Simulation zur Berechnung der untersuchten Problematik ausreicht. Bei Verwendung der Standardbedingungen weist das Werkstück den in Bild 40, S. 70, aufgezeigten Spannungszustand auf. Dieser bedingt in Abhängigkeit vom Bruchausgangsort die in Bild 59 dargestellten Trennflächenkonturen. Sie können durch die maximale Gestaltabweichung in z-Richtung bezogen auf den Bruchausgangsort  $z_0$  charakterisiert werden. Ihr Betrag entspricht dem des maximalen Formfehlers  $\Delta z_{\max}$ . Dieser ist in erster Näherung proportional zur Außermittigkeit der Trennung (Bild 59) und wächst mit steigender Länge des Werkstücks (Bild 60).

Die aufgezeigten Zusammenhänge wurden für eine bestimmte Werkstücklänge ( $l = 32 \text{ mm}$ ) in zwei Versuchsreihen an mittig eingespannten Stäben überprüft. Diese waren:

- i) ungekerbt, also willkürlich brechend,
- ii) gezielt vorgekerbt mittels Microdice-Linearkerbe.

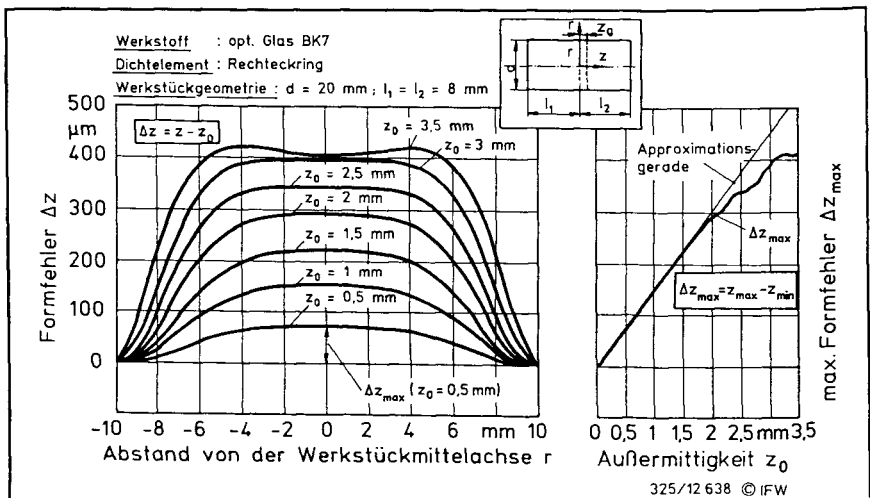
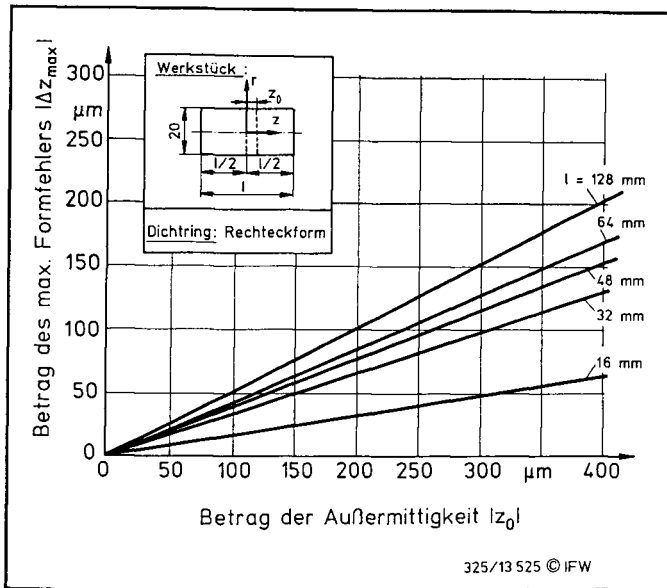


Bild 59: Welligkeit in Abhängigkeit von der Außermittigkeit (aus FEM-Berechnung)



**Bild 60:** Welligkeit in Abhängigkeit von der Werkstücklänge (berechnet)

Die Außermittigkeit der Trennung ungekerbter Werkstücke wurde durch Längenvermessung beider Werkstückteilkörper nach der Trennung ermittelt.

Die Ergebnisse für ungekerbte Werkstücke bestätigen die Theorie weitgehend (Bild 61). Der maximale Formfehler in der besteingepaßten Ebene<sup>1)</sup> ist meist etwas geringer als simuliert. Er wechselt wie erwartet bei Trennung links von der Kammermitte das Vorzeichen; die Trennflächen weisen also tatsächlich stets eine den Senkrechten zur größten Hauptspannung entsprechende Form auf. Die Form der Trennfläche hängt dabei nicht von der Belastungsgeschwindigkeit ab (vgl. Abschnitt 8.3).

Die mit Hilfe gezielter Ankerbung erzeugten Werkstückoberflächen (Bild 62) weisen tendenziell die berechnete Welligkeit auf, wobei die Meßwerte einer erheblichen Streuung unterliegen. Die Ursachen dafür werden in Abschnitt 8.6 diskutiert.

<sup>1)</sup> Theoretisch müßte die besteingepaßte Ebene der Meßebeane entsprechen. Es treten jedoch außer der hier behandelten Welligkeit (Fehler 2. Ordnung) auch Fehler 1. Ordnung in Form von Winkelfehlern auf ( $\vartheta_{x,z^*}, \vartheta_{x,y^*} \neq 90^\circ$ ), so daß die Meßebeane nicht genau der besteingepaßten Ebene entspricht. In der Meßebeane bewirken die Fehler 1. Ordnung eine Vergrößerung des gemessenen Formfehlers. Durch Verwendung der besteingepaßten Ebene als Bezugsebene bleibt diese scheinbare Veränderung der Welligkeit unberücksichtigt.

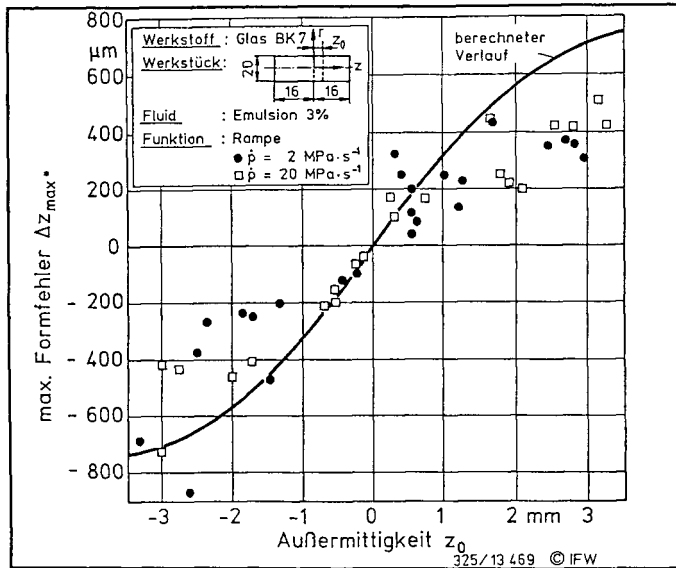


Bild 61: Formfehler durch außermittige Trennung (ungekerbte Werkstücke)

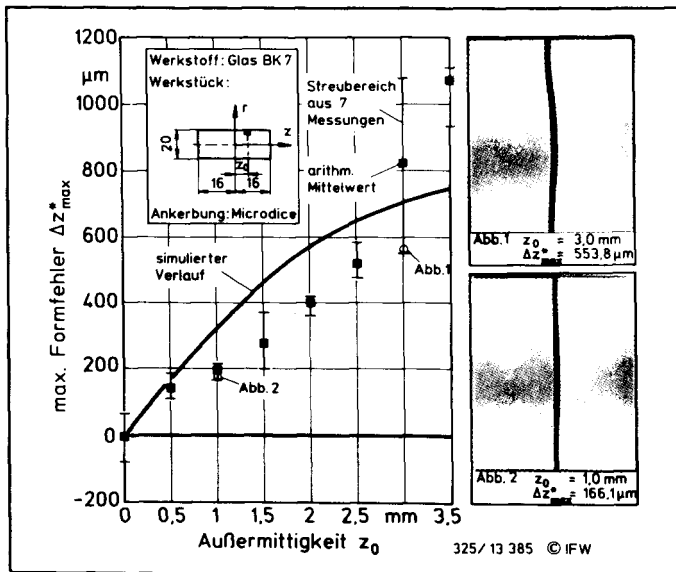
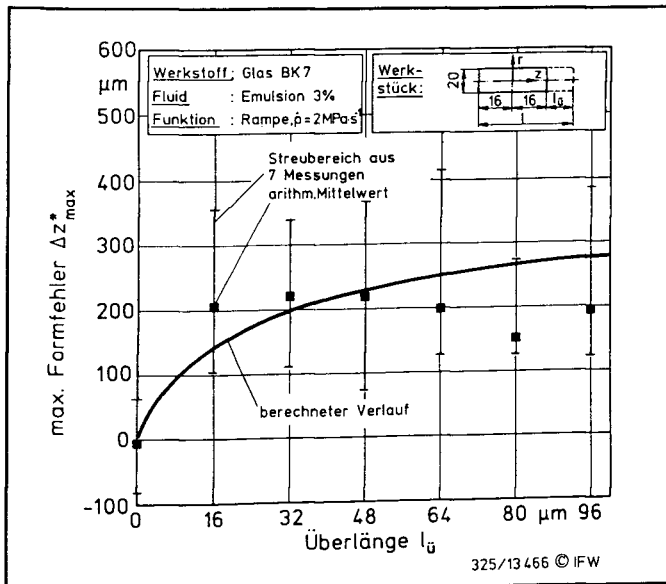


Bild 62: Formfehler durch außermittige Trennung (Ankerung mittels Microdicing)

### 8.2.2 Asymmetrische Einspannung des Werkstückes

Der Einfluß unterschiedlicher Längen der zu erzeugenden Werkstückseiten wurde untersucht, indem von Stäben der Ausgangslänge  $l = 128 \text{ mm}$  durch gezielte Ankerung Werkstücke der Länge  $l_2 = 16 \text{ mm}$  abgetrennt wurden, so daß die verbleibende Länge  $l_1$  kontinuierlich abnahm. Für jede Stablänge mußte daher eine gesonderte FEM-Berechnung des Spannungszustands des Bauteils erfolgen.

Die Simulation der beschriebenen Lastfälle (Bild 63) zeigt, daß mit zunehmender Überlänge  $l_u$  ( $l_u = l_1 - l_2$ ) das Spannungsfeld dergestalt verzerrt wird, daß auf der längeren Stabseite bei gleicher Außermittigkeit ein größerer Formfehler erzeugt wird als auf der kürzeren. Das bedeutet gleichzeitig, daß exakt in Kammermitte getrennte asymmetrisch eingespannte Werkstücke theoretisch eine mit steigender Überlänge wachsende Welligkeit aufweisen. Die durchgeführten Praxisversuche bestätigen diese Überlegungen, weisen jedoch eine große Streuung auf (zu deren Ursachen vgl. Abschnitt 8.1.1 bzw. 8.6).



**Bild 63:** Formabweichung in Abhängigkeit von der Überlänge

### 8.3 Variation der Maschinenstellgrößen

Wie bereits in Kapitel 7 gezeigt, sind die Richtungen der Hauptspannungen unter der Voraussetzung ideal-elastischen Werkstoffverhaltens unabhängig von der Belastungshöhe. Sie hängen ausschließlich von der Werkstück- und Kammergeometrie und den mechanischen Eigenschaften E-Modul und Querkontraktionszahl der entsprechenden Werkstoffe ab. Aus diesem Grunde können sich Veränderungen der Maschinenstellgrößen nicht unmittelbar auf die durch die Spannungen im Werkstückinneren bedingte Form der erzeugten Flächen auswirken. Allerdings kann die Geschwindigkeit der Rißausbreitung in starkem Maße durch das Trennmedium und den Druckaufbau beeinflußt werden. Dafür kommen folgende Ursachen in Frage:

- unterkritisches Rißwachstum, hervorgerufen durch chemische/physikalische Wechselwirkung des Druckmediums mit dem Werkstoff, in Abhängigkeit von der Bauteilbelastung,
- Änderung der Eindringtiefe in Abhängigkeit von der Viskosität des Trennmediums,
- Änderung der Rißausbreitungsgeschwindigkeit nach der Rißauslösung in Abhängigkeit von der Viskosität des Trennmediums.

Durch unterschiedliche Rißausbreitungsgeschwindigkeiten können Sekundäreffekte gemäß Bild 6, S. 10, ausgelöst werden.

Im folgenden werden verschiedene Formen des Druckaufbaus untersucht. Dabei wird insbesondere auf den Einfluß der Belastungsgeschwindigkeit bei dynamischer Belastung sowie den der Frequenz bei zyklischen Lastwechseln eingegangen.

#### 8.3.1 Linear ansteigende Belastung

Eine durch die Rampenfunktion gekennzeichnete linear ansteigende Belastung kann mit dem in den Steuerschrank integrierten Rechner durch die Auswahl des Druckendwerts ( $p_e = 2 \dots 400 \text{ MPa}$ ) und der Rampenzeit ( $t_r = 1 \dots 70 \text{ s}$ ) gewählt werden. Die Belastungsgeschwindigkeit beträgt:

$$\dot{p} = \frac{p_e}{t_r} \quad (81)$$

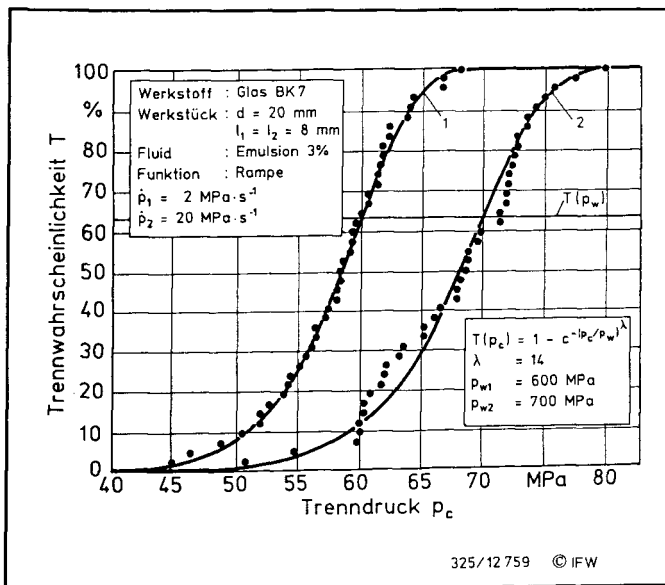
Bei einem relativ langsamen Druckanstieg, also geringer Belastungsgeschwindigkeit, ist die Belastungsdauer bis zum Erreichen eines gewissen Druckniveaus größer. Demzufolge ist auch eine größere unterkritische Rißverlängerung zu erwarten. Bei einem länge-



ren Riß ist eine geringere Belastung zur Rißauslösung notwendig, so daß für geringere Belastungsgeschwindigkeiten niedrigere Trenndrücke zu erwarten sind.

Zur Überprüfung dieser Zusammenhänge wurden mit zwei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten jeweils 42 Trennungen an mittig eingespannten ungekerbten Glasstäben aus einer Charge durchgeführt. Die Trenndrücke wurden aufgezeichnet und statistisch ausgewertet (Bild 64).

Wie die Graphik zeigt, läßt sich die Verteilung der Trenndrücke für beide Belastungsgeschwindigkeiten sehr gut durch eine zweiparametrische Weibull-Funktion annähern. Bei der hohen Belastungsgeschwindigkeit ist der Trenndruck im Durchschnitt wie erwartet höher. Der einer Ausfallwahrscheinlichkeit von 63,2% entsprechende Wendepunkt der Weibull-Funktion liegt für  $\dot{p} = 2 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$  bei 60 MPa, für  $\dot{p} = 20 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$  dagegen bei 70 MPa. Der Weibull-Exponent ist in beiden Fällen identisch. Dieses Ergebnis entspricht, da sämtliche Werkstücke einer Charge entstammen, ebenfalls den Erwartungen.

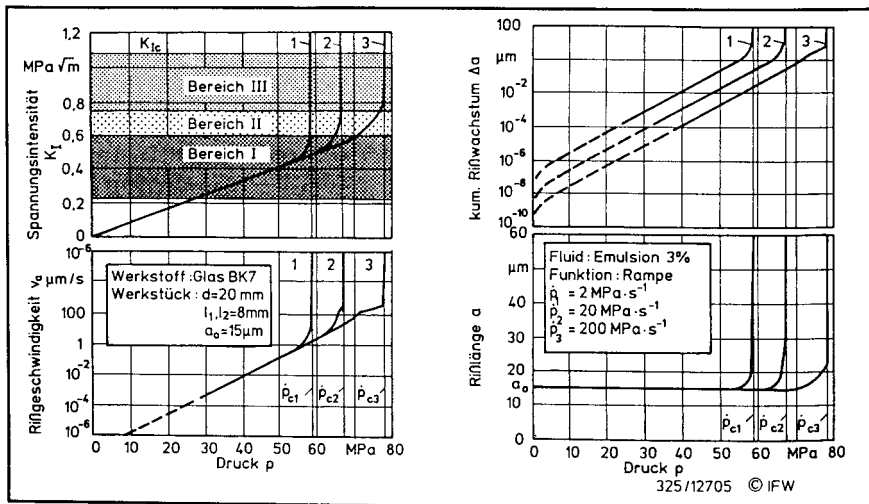


**Bild 64:** Ausfallwahrscheinlichkeit in Abhängigkeit von der Druckhöhe für unterschiedliche Belastungsgeschwindigkeiten

Wie bereits in Abschnitt 8.1.1 aufgezeigt wurde, hat sich die Simulation des Rißfortschritts in Abhängigkeit von der Belastungshöhe als sehr zuverlässig erwiesen. Anhand von Er-

gebnißsen der Simulation wird im folgenden das Rißwachstum in Abhängigkeit vom Druck für verschiedene Belastungsgeschwindigkeiten erörtert.

Bild 65 zeigt, daß die sich aus der Rißlänge und dem Druck ergebende Spannungsintensität zunächst für alle Belastungsgeschwindigkeiten proportional zum Druck anwächst. In diesem Bereich sind die Rißwachstumsgeschwindigkeit und das Rißwachstum so gering, daß die Rißlänge praktisch konstant bleibt. Die Rißgeschwindigkeit steigt exponentiell mit der Spannungsintensität, also zunächst auch mit dem Druck. Das kumulierte Rißwachstum ist zunächst reziprok proportional zur Belastungsgeschwindigkeit, also demzufolge bei flacher Rampe eine Zehnerpotenz höher als bei der mittleren usw. Bei niedrigen Drücken ist das Rißwachstum sehr klein gegenüber der Anrißlänge und wirkt sich daher praktisch nicht auf die Spannungsintensität aus. Bei höheren Drücken kommt es aber aufgrund des selbstverstärkenden Effekts der Rißverlängerung (vgl. Kapitel 7.3) zu einem raschen Anwachsen der Spannungsintensität und damit der Rißlänge. Die Darstellung der Rißlänge in Abhängigkeit vom Druck ähnelt daher der Kennlinie einer Zener-Diode in der Nähe der Durchschlagspannung.



**Bild 65:** Rißwachstum in Abhängigkeit vom Druck und der Belastungsgeschwindigkeit (berechnet)

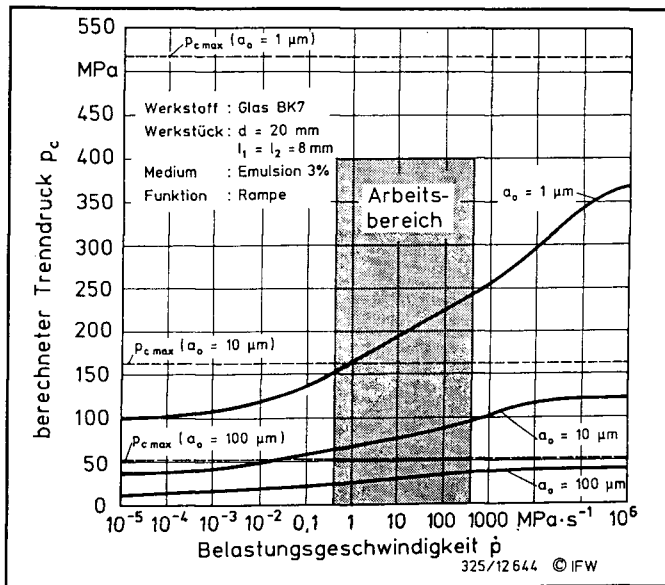
Betrachtet man den Trenndruck in Abhängigkeit von der logarithmisch aufgetragenen Belastungsgeschwindigkeit, so ergeben sich im Arbeitsbereich jeweils Geraden, deren Steigung von der Anrißlänge abhängt. Für niedrige Belastungsgeschwindigkeiten nähern

sich die Verläufe der theoretischen Mindestbelastung bei elastischer Belastung an, welche sich aus der Untergrenze der Spannungsintensität sowie der Anrißlänge ergibt zu:

$$p_{cmin} = \frac{K_{I0}}{\sqrt{a_0 \cdot f_k \cdot f_a}} \quad (82)$$

Die Obergrenze des Trenndrucks ergibt sich theoretisch bei unendlicher Belastungsgeschwindigkeit, d. h. wenn überhaupt kein unterkritisches Rißwachstum mehr stattfindet. Der maximale Trenndruck errechnet sich dann zu:

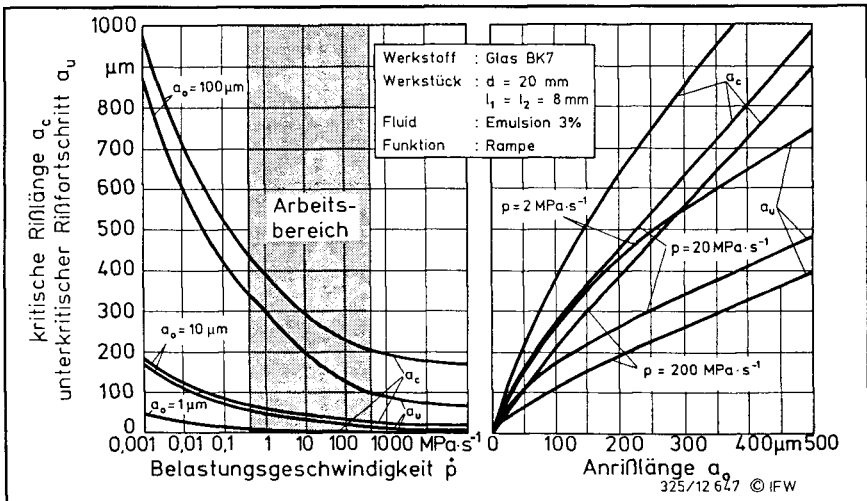
$$p_{cmax} = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{a_0 \cdot f_k \cdot f_a}} \quad (83)$$



**Bild 66:** Trenndruck in Abhängigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit (berechnet)

Die Bedeutung des unterkritischen Rißwachstums für die Auslösung der Werkstücktrennung wird in Bild 67 verdeutlicht. Der Darstellung ist zu entnehmen, daß der unterkritische Rißfortschritt bis zur Werkstücktrennung die Anrißlänge um ein vielfaches übersteigt und demzufolge den größten Anteil an der kritischen Rißlänge besitzt. Scheinbar paradox mag

zunächst erscheinen, daß Werkstücke mit hoher Anrißlänge ein insgesamt stärkeres unterkritisches Rißwachstum bis zur Werkstücktrennung aufweisen. Dieses Verhalten ist wie folgt begründet. Lediglich die Wurzel der Rißlänge trägt zur Erhöhung der Spannungsintensität bei, während der Druck direkt proportional zur Spannungsintensität ist. Die kritische Rißlänge ist demzufolge reziprok proportional zum Quadrat des Trenndruckes. Ein stärkeres unterkritisches Rißwachstum infolge großer Anrißlänge führt daher bei gleicher Belastungsfunktion zu einer starken Erhöhung der kritischen Rißlänge und damit auch des kumulierten unterkritischen Rißfortschritts.



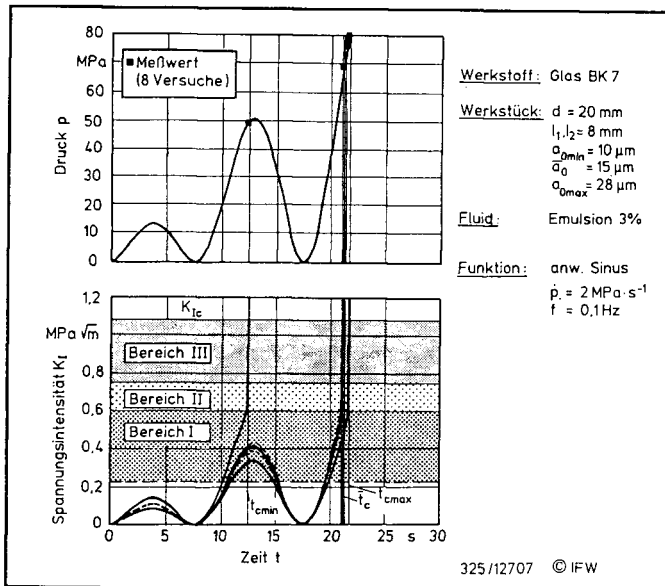
**Bild 67:** Unterkritischer Rißfortschritt und kritische Rißlänge in Abhängigkeit von der Belastungsgeschwindigkeit und der Anrißlänge (berechnet)

### 8.3.2 Dynamisch-zyklische Beanspruchung

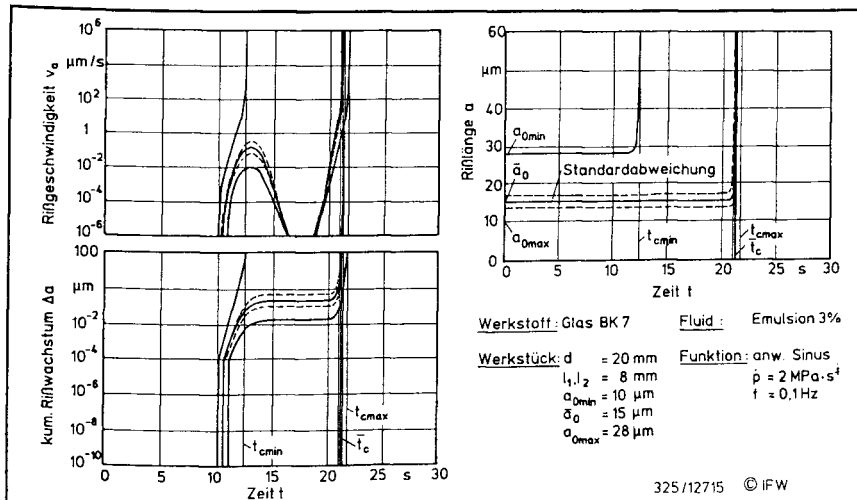
Als dynamisch-zyklische Beanspruchung wird eine anwachsende Sinusfunktion mit folgender Grundgleichung bezeichnet:

$$p(t) = \dot{p} \cdot t \cdot [1 + \sin(2\pi \cdot f \cdot t)] \quad (84)$$

Für die durchgeführten Versuche wurde  $\dot{p} = 2 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$  gewählt und lediglich die Frequenz variiert. Die simulierten zeitlichen Verläufe von Druck, Spannungsintensität und unterkritischem Rißwachstum sind in den Bildern 68 und 69 dargestellt.



**Bild 68:** Druckverlauf und Spannungsintensität bei dynamisch-zyklischer Belastung ( $f = 0,1 \text{ Hz}$ )

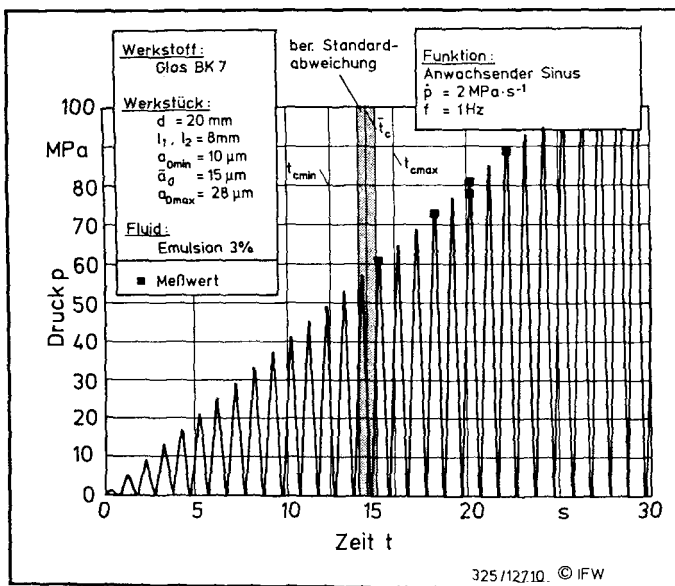


**Bild 69:** Berechnetes Rißwachstum bei dynamisch-zyklischer Belastung ( $f = 0,1 \text{ Hz}$ )

Bild 68 zeigt, daß die Spannungsintensität während der ersten Schwingungsperiode noch nicht ausreicht, um ein unterkritisches Rißwachstum auszulösen. Während der zweiten Periode steigt die Spannungsintensität dagegen so stark an, daß Werkstücke mit besonders tiefen Oberflächenrisen bereits getrennt werden. Die Spannungsintensitätsamplitude der dritten Periode führt zur Trennung der verbleibenden Werkstücke.

Die Simulation wurde durch Praxisversuche überprüft. Dabei zeigte sich, daß ein Werkstück bereits kurz vor Erreichen des Scheitelwertes der zweiten Schwingungsperiode getrennt wurde (Bild 68). Alle anderen Werkstücke wurden während der dritten Schwingung getrennt. Dieses Ergebnis bestätigt vollauf die Simulation.

In einer zweiten Versuchsserie wurde eine höhere Frequenz ( $f = 1 \text{ Hz}$ ) gewählt. In Bild 70 ist der Druckverlauf sowie die durch Simulation ermittelten Trennzeitpunkte für Werkstücke mit mittlerer, maximaler bzw. minimaler Anrißlänge dargestellt.



**Bild 70:** Druckverlauf bei dynamisch-zyklischer Belastung ( $f = 1 \text{ Hz}$ )

Die experimentelle Überprüfung zeigte, daß die Trennung im Durchschnitt später erfolgte, als gemäß der Simulation zu erwarten gewesen wäre. Dieses liegt vermutlich darin begründet, daß die chemisch-physikalischen Prozesse an der Rißspitze bei raschem Lastwechsel der Spannungsintensität nicht mehr unmittelbar folgen können. Die Druckspitzen

führen zu geringeren als den für dynamische Belastung ermittelten Rißwachstumsraten, so daß das reale Rißwachstum wesentlich unter dem errechneten bleibt.

### 8.3.3 Zyklus-dynamische Beanspruchung

Die Überlagerung einer Rampenfunktion durch eine Sinusfunktion mit konstanter Amplitude weist folgende Bestimmungsgleichung auf:

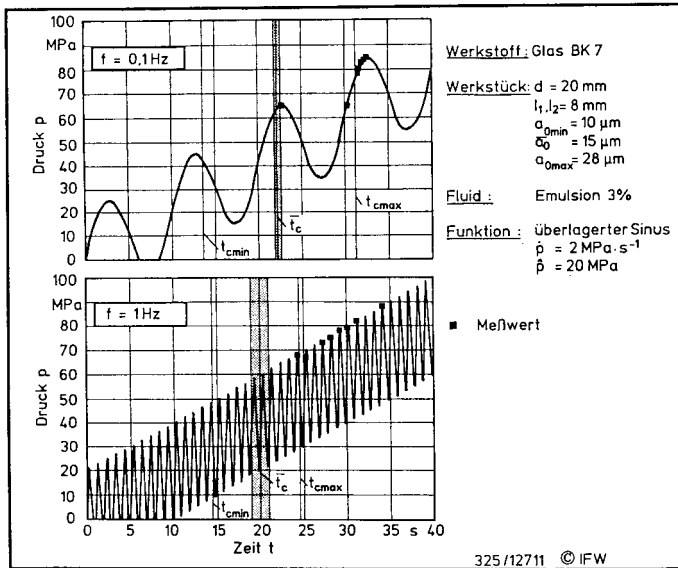
$$p(t) = \dot{p} \cdot t + \hat{p} \cdot \sin(2\pi \cdot f \cdot t) \quad (85)$$

In einer Versuchsreihe wurden die Frequenz sowie der Scheitelwert der überlagerten Sinusfunktion variiert. Die Rampenfunktion wurde dabei, um eine gute Vergleichbarkeit zu den Versuchen mit dynamischer und dynamisch-zyklischer Belastung zu gewährleisten, mit  $\dot{p} = 2 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$  konstant gehalten. Die Ergebnisse der Simulation sowie entsprechender mit ungekerbten Werkstücken durchgeführter Versuche sind in den Bildern 71 und 72 zusammengefaßt.

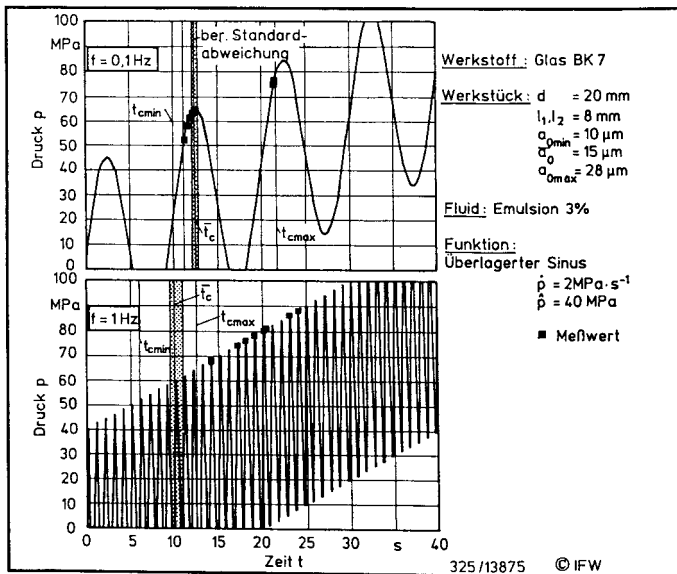
Man erkennt, daß bei den mit  $f = 0,1 \text{ Hz}$  durchgeführten Versuchen die Trennung bei Lastfunktionen mit hohem Scheitelwert schon mindestens eine Schwingungsperiode früher erfolgt (Bild 72) als mit niedrigem Schwellwert (Bild 71). Die gemessene Trenndauer liegt stets im berechneten Wertebereich.

Bei den Versuchen mit hoher Frequenz ( $f = 1 \text{ Hz}$ ) erfolgte die Werkstücktrennung bei hoher Schwelllast ebenfalls früher. Aufgrund der hohen Belastungsgradienten bei anschwellender Amplitude liegt die Trenndauer jeweils über den berechneten, d. h. der unterkritische Rißfortschritt unter den simulationstechnisch ermittelten Werten. Besonders deutlich ist das bei den mit dem Scheitelwert  $\hat{p} = 40 \text{ MPa}$  durchgeführten Versuchen; sämtliche Meßwerte liegen oberhalb des vorausberechneten Bereiches. Die Ursachen dafür wurden bereits im vorhergehenden Abschnitt 8.3.2 dargelegt.

Die Oberflächenstruktur und -form wurde von der Art und Geschwindigkeit des Druckaufbaus nicht beeinflusst. Dieses Ergebnis entspricht den modelltheoretischen Überlegungen.



**Bild 71:** Werkstückbelastung mit überlagertem Sinus,  $\hat{p} = 20 \text{ MPa}$



**Bild 72:** Werkstückbelastung mit überlagertem Sinus,  $\hat{p} = 40 \text{ MPa}$



#### 8.4 Einfluß des Trennmediums

Der Einfluß des Trennmediums wurde an durch Härteeindrücke (HV 5) vorgekerbten Stäben untersucht. Als Trennmedien kamen HFA-Flüssigkeit (Emulsion 3%), ein Mineralöl ISO VG 10 sowie ein Mineralöl ISO VG 46 zum Einsatz. Der Druck wurde rampenförmig aufgebaut. Um den Einfluß eines unterkritischen Rißwachstums auf den Trennvorgang beschreiben zu können, wurden zwei Belastungsgeschwindigkeiten untersucht ( $\dot{p} = 2, 20 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ ).

In Bild 73 sind die Versuchsergebnisse von mit drei verschiedenen Fluiden und jeweils zwei Belastungsgeschwindigkeiten bei ansonsten gleichen Versuchsbedingungen durchgeführten Trennungen zusammengefaßt. Es wird deutlich, daß die Trenndrücke bei Verwendung von Mineralölen als Trennmedium weitaus höher liegen als mit HFA-Flüssigkeit. Bei Mineralölen ist wie mit HFA-Flüssigkeit ein Anstieg des Trenndruckes mit wachsender Belastungsgeschwindigkeit zu verzeichnen. Die Trenndrücke bei Verwendung des zähflüssigeren Mineralöles liegen im Durchschnitt etwas unter denen des niedrigviskosen.

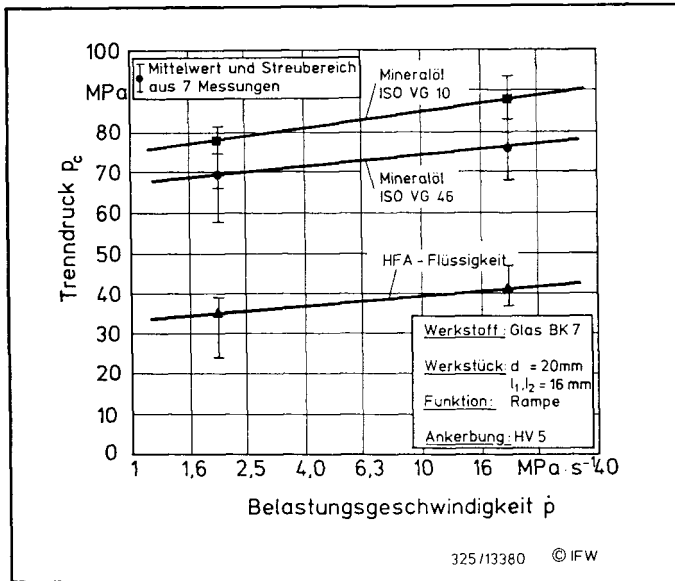
Aufgrund dieses Ergebnisses kann darauf geschlossen werden, daß bei allen untersuchten Trennmedien ein vermutlich auf den Wasser- bzw. Restwassergehalt<sup>1)</sup> [126] im Trennmedium zurückzuführendes unterkritisches Rißwachstum den Trennvorgang beeinflusst. Die unterkritische Rißwachstumsgeschwindigkeit steigt mit dem Wassergehalt des Fluids, welcher sich demzufolge trenndrucksenkend auswirkt.

Die Viskosität hat ebenfalls einen Einfluß auf das Trennverhalten, was durch nachstehende Überlegungen nachgewiesen wird. Da für die HFA-Flüssigkeit der Rißfortschritt in Abhängigkeit von der Last aufgrund der Ergebnisse der vorangehenden Abschnitte als bekannt gelten kann, ist es möglich, aus dem mittleren Trenndruck bei einer bestimmten Belastungsgeschwindigkeit auf die mittlere mit dem Härteprüfer erzeugte Anrißlänge zu schließen. Das erwartungsgemäß für beide Belastungsgeschwindigkeiten ungefähr gleiche Ergebnis dieser Berechnung ist:  $\bar{a}_0 \text{ (HV 5)} = 200 \text{ } \mu\text{m}$ . Mit Hilfe dieses Wertes kann nun gemäß Glg. 83, S. 95, der theoretische Trenndruck ohne unterkritisches Rißwachstum ermittelt werden. Er beträgt  $p_{c\text{max}} (a_0 = 50 \text{ } \mu\text{m}) = 73,1 \text{ MPa}$ . Es wird deutlich, daß dieser Wert mit Mineralöl überschritten wird. Das bedeutet, daß die kritische Rißlänge unter der Anrißlänge liegt. Dieses ist nur dadurch zu erklären, daß das Fluid nicht bis in die Rißspitzen vordringt. Dies gilt bereits für das Eindringverhalten von HFA-Flüssigkeit in Härteprüfer-Tiefenrisse (vgl. Abschnitt 8.2.1.1). Bei Mineralöl wirkt sich dieser Effekt verstärkt aus, steigert sich jedoch im untersuchten Viskositätsbereich nicht weiter. Die

---

<sup>1)</sup> Der Restwassergehalt entspricht der Lösefähigkeit für Wasser. Sie liegt im Bereich von 80 - 200 mg/l bei  $T = 20^\circ\text{C}$

Unterschiede des mit unterschiedlichen Viskositätsklassen erforderlichen mittleren Trenndrucks sind nicht signifikant, da sich die Streubereiche deutlich überlappen.



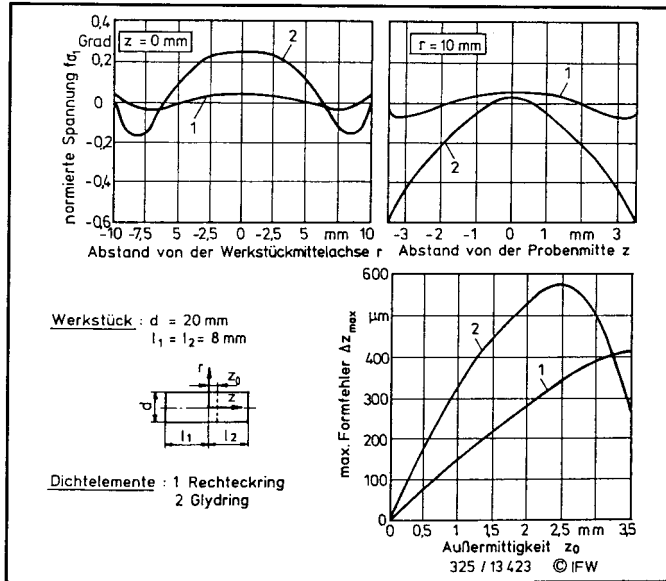
**Bild 73:** Einfluß des Trennmediums und der Belastungsgeschwindigkeit auf den Trenndruck bei der Bearbeitung optischen Glases

## 8.5 Einfluß der Dichtelemente

Durch die in Abschnitt 8.1 bis 8.4 dargelegten experimentellen Untersuchungen wurde die Gültigkeit des aufgestellten modelltheoretischen Ansatzes bestätigt. Der Einfluß unterschiedlicher Dichtelementbauformen wird daher im folgenden ausschließlich auf der Grundlage der Simulation der Bauteilbelastung analysiert.

Wie in Abschnitt 6.3 gezeigt wurde, bewirkt eine Veränderung der Bauform der Dichtelemente einen geänderten Pressungsverlauf an der Werkstückmantelfläche. Durch die veränderte Bauteilbelastung ändert sich das Spannungsfeld im Werkstückinneren. Dieses wird in Bild 74 an einem identischen Bauteil verdeutlicht, welches einerseits mit Rechteckring, andererseits mit einem für die Abdichtung beweglichen System ausgelegten sog. Glyd-Ring (siehe Bild 21, S. 32) abgedichtet wird. Aufgrund der Verschiebung des Pressungsmaximums von der fluidabgewandten auf die Innenseite werden beim Glyd-Ring im

vom Fluid umschlossenen Werkstückbereich stärkere Niveau- und Richtungsunterschiede der Spannung hervorgerufen als beim Rechteckring. Daraus resultiert bei Verwendung von Glyd-Ringen eine stärkere Welligkeit in Abhängigkeit von der Außermittigkeit der Trennung.



**Bild 74:** Normierte Spannung und Welligkeit des Werkstücks bei Einsatz verschiedener Dichtelemente (berechnet)

Aus den durchgeführten Untersuchungen kann geschlossen werden, daß eine möglichst geringe Welligkeit am ehesten unter Verwendung einer Dichtung mit konstantem Flächenpressungsverlauf und einem kaum über dem Fluidruck liegendem Pressungsmaximum errechnet werden kann. Eine solche Dichtung würde allerdings leicht zum Flüssigkeitsdurchlaß neigen.

## 8.6 Entstehung und Vermeidung von Gestaltabweichungen

Ziel des Drucktrennens sprödharter Werkstoffe ist in der Regel die genau reproduzierbare Erzeugung möglichst glatter und ebener Oberflächen. Es wurde bereits gezeigt, daß eine symmetrische Einspannung und Ankerung notwendige Voraussetzungen der Umsetzung dieser Zielvorstellung sind. Bei den durchgeführten Untersuchungen traten jedoch trotz großer Sorgfalt stark streuende Formfehler der Trennflächen auf. Die Ursachen dafür werden im folgenden analysiert.

### 8.6.1 Gestaltabweichungen 1. Ordnung (Formabweichungen)

Bei der Auswertung der Versuchsreihen zur Überlänge zeigte sich eine systematische Abweichung der Winkellage der besteingepaßten Ebene von der Meßebene (Bild 75).

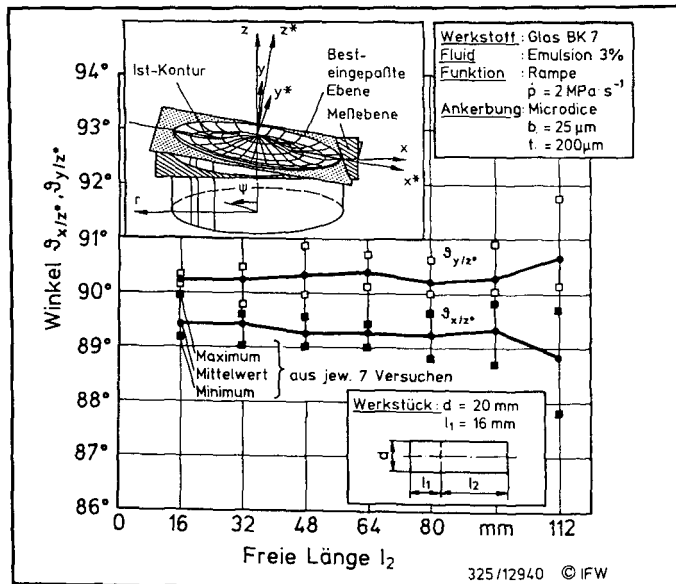


Bild 75: Winkel  $\vartheta_{x/z^*}, \vartheta_{y/z^*}$  bei einseitiger Veränderung der Werkstücklänge

Als Ursache dieses Formfehlers wird eine Zwangsführung des Werkstückes in den beiden keilförmigen Stützringkombinationen vermutet. Dieses kann die in Bild 76 aufgezeigten Auswirkungen haben. Ein systematischer Winkelfehler kann demnach durch die Einbringung von Biegemomenten in Verbindung mit Querkraften verursacht werden.

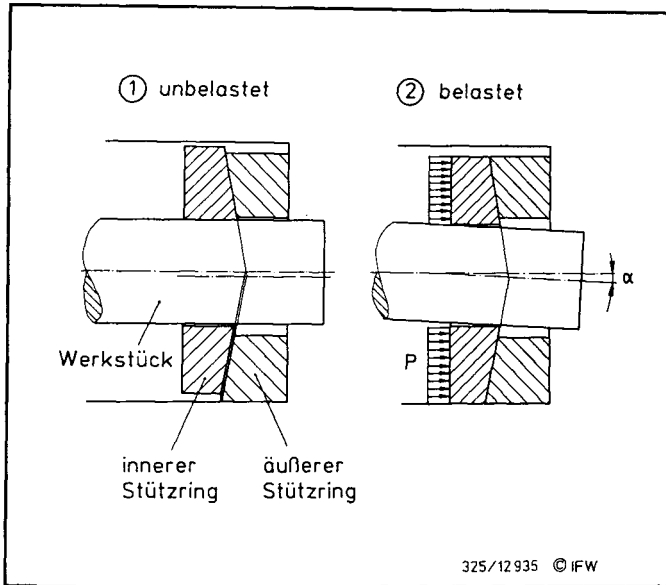
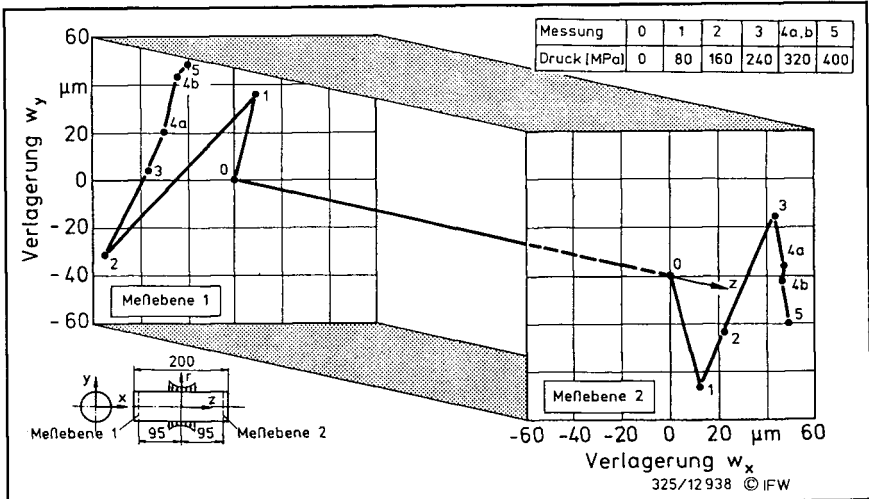


Bild 76: Wirkung des asymmetrischen Stützringeinbaus

Alle aufgezeigten Belastungsfälle führen zu einer Verlagerung der freien Werkstückenden. Um zu überprüfen, ob überhaupt eine Zwangsführung durch die Stützringe erfolgt, wurde die Verlagerung eines beidseitig aus der Kammer ragenden Werkstücks während des Druckaufbaus gemessen (Bild 77).

Es wurden auf beiden Seiten Werkstückverlagerungen festgestellt, die miteinander korrespondierten. Die Verlagerungen erfolgten in Druckintervallen von 80 MPa ungefähr linear mit dem Druck. An den dargestellten Endpunkten 1-5 fand jeweils ein Richtungswechsel statt. Bei 320 MPa kam es zu einer ruckartigen Verlagerung des Werkstücks, die von einem Knackgeräusch begleitet war. Der aufgezeigte Verlagerungsverlauf wurde in mehreren aufeinander folgenden Versuchen, bei denen das Werkstück eingespannt blieb, bestätigt.



**Bild 77:** Werkstückverlagerung während des Druckaufbaus

Eine Quantifizierung der Phänomene für den konkreten Fall, beispielsweise eine Berechnung der eingeleiteten Biegemomente, ist aufgrund der durchgeführten Messungen nicht möglich. Aufgrund der teilweise ruckartigen Bewegung des Werkstücks muß jedoch davon ausgegangen werden, daß außer der Verlagerungen durch die Zwangsführung in den Dichtelementen tatsächlich auch Biegemomente in das Werkstück eingeleitet werden.

Ein Modell zur Wirkung der Stützringkombination ist in Bild 78 aufgezeigt. Es wird deutlich, daß beide für die Versuche verwendeten Stützringe keine Passung am Außenrand aufweisen, sondern verschieblich sind. Begünstigt durch die Keilform und den niedrigen Reibkoeffizienten der überwiegend bronzehaltigen Ringe können beide aufeinander abgleiten, so daß tatsächlich sowohl Werkstückverlagerungen als auch -biegungen hervorgerufen werden können.

Um diese Belastungen zu eliminieren, müßte der jeweils äußere Stützring an seinem äußeren Durchmesser eine Passung gegenüber der Kammerbohrung aufweisen, die eine Verlagerung des Werkstücks gegenüber der Kernmittellachse ausschließt. Außerdem muß eine hochgenaue Fertigung beider Keiflächen sichergestellt sein.

	Verlagerung	Verlagerung mit Streckung (Stauchung)	gerade Biegung	schiefe Biegung
Belastungsfall				
Biegemoment	—	—		
Querkraft	—	—		
Resultierende Spannungen in der Trennebene	—	$\sigma = E \cdot \frac{\Delta l}{l}$ mit $\Delta l = \sqrt{w^2 + l^2} - l$		$\sigma_{\max} = \frac{16(M_1 + M_2)}{\pi \cdot d^3}$ $\tau_q = \frac{4 \cdot Q_b}{\pi \cdot d^2}$
Auswirkung auf Trennvorgang und Werkstückoberfläche	—	• Trenndruck ↑	• Trenndruck ↓ • Bevorzugte Trennung auf Zugseite	• Trenndruck ↓ • Bevorzugte Trennung auf Zugseite • Winkelfehler

325/12.937 © IFW

**Bild 78:** Werkstückverlagerung/-biegung infolge asymmetrischen Stützringeinbaus

## 8.6.2 Gestaltabweichungen 2. Ordnung (Welligkeit)

Die Versuchsreihen zur Außermittlung der Ankerbung und zum Einfluß der Werkstücklänge wurden jeweils mit durch Microdice vorgekerbten Werkstücken durchgeführt. Bei der Auswertung der Versuchsergebnisse fällt insbesondere die große Streuung der Formfehler auf (Bilder 62, S. 90, und 63, S. 91).

Um die Fehlerursachen besser eingrenzen zu können, wurde in einer größeren Versuchsserie ( $n = 50$ ) mit mittig angekerbten und eingespannten Werkstücken die Formabweichung  $\Delta z_{\max}$  ermittelt und statistisch ausgewertet. In Bild 79 sind die Versuchsergebnisse in Form eines Histogramms dargestellt.

Es wird deutlich, daß die Formfehler symmetrisch zur Mittelachse auftreten, d. h. konkave und konvexe Werkstückoberflächen gleichermaßen vorliegen. Der arithmetische Mittelwert der maximalen Formabweichung ist demzufolge ungefähr  $0 \mu\text{m}$ . Betrachtet man die Beträge des Formfehlers, so weisen diese eine Verteilung auf, die sich durch eine Normalverteilung gut annähern läßt (Bild 80).

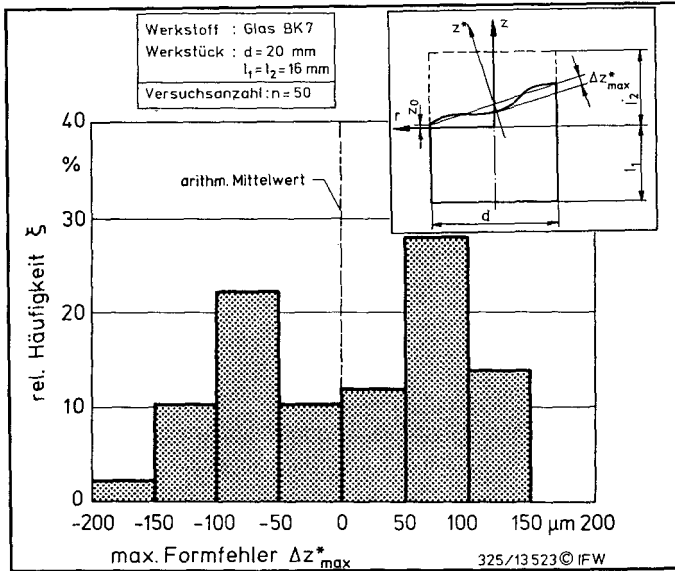


Bild 79: Verteilung des Formfehlers

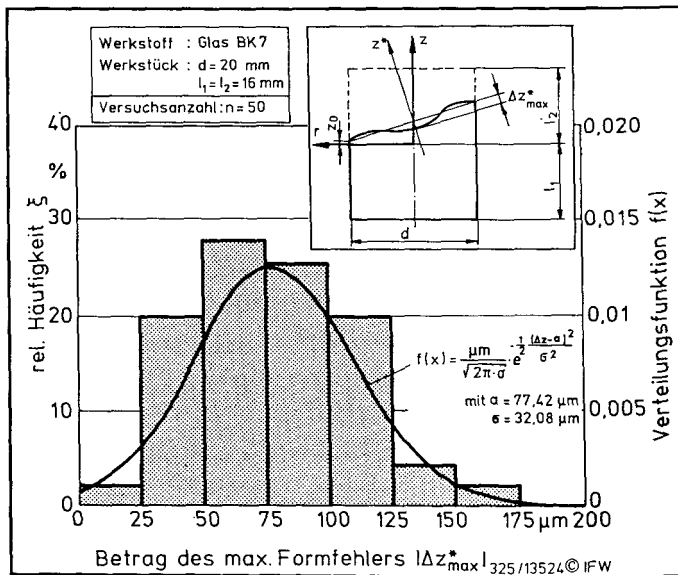


Bild 80: Verteilung des Formfehlerbetrages



Gemäß dem zentralen Grenzwertsatz der Wahrscheinlichkeitsrechnung bedeutet dies, daß die Zufallsgröße von einer Anzahl unabhängiger Summanden abhängt, von denen jeder zur Summe nur einen kleinen Beitrag liefert [127]. Es muß also mehrere voneinander unabhängige Fehlerursachen geben.

Mögliche Fehlerursachen und die resultierenden Formfehler sind in Bild 81 zusammengefaßt. Wie dort gezeigt, haben Positionierfehler beim Ankerben oder Einführen in die Kammer sowie eine seitliche Ausbreitung des Primärrisses denselben Effekt wie eine Außermittigkeit der Ankerbung (siehe Abschnitt 8.2.1). Die Außermittigkeit ist direkt proportional zur resultierenden Welligkeit, welche darüber hinaus von der Werkstücklänge abhängt. Sie beträgt ca. 30-40% der Außermittigkeit. Die berechneten Formfehler durch die Fehlerursachen 1-3 decken sich mit dem gemessenen Streubereich der Welligkeit.

Fehlerursache			Fehler 1. Ordnung (Formabweichung) Meßgrößen: Winkel $\vartheta_{x,z^*}, \vartheta_{y,z^*}$		Fehler 2. Ordnung (Welligkeit): Meßgröße: Formfehler $\Delta z$	
#	Art	Größe	Berechnung	Wert	Berechnung	Wert
①	Positionierfehler beim Ankerben	$z_1 = \pm 100 \mu\text{m}$	—	—	$\Delta z_1 = c^* \cdot z_1$	$\Delta z_1 = \pm 32 \mu\text{m}^{3)}$
②	Positionierfehler beim Einführen in die Kammer	$z_2 = \pm 200 \mu\text{m}$	—	—	$\Delta z_2 = c^* \cdot z_2$	$\Delta z_2 = \pm 64 \mu\text{m}^{2)}$
③	Seitliche Ausbreitung des Primärrisses	$z_3 = \pm 100 \mu\text{m}$	$\Delta \vartheta_{x,z^*} = \arctan \frac{z_3}{d}$ mit $d = 20 \text{ mm}$	$\Delta \vartheta_{x,z^*} \approx \pm 0,6^\circ$	$\Delta z_3 = (1 + c^*) \cdot z_3$	$\Delta z_3 = \pm 132 \mu\text{m}^{2)}$
④	Biegung durch Stützringe	bewirkt ③				
		$\sigma_b = f(p)$ $\tau_q = f(p)$	$\Delta \vartheta_{x,z^*} \approx \arctan \frac{\tau_q}{2\sigma_1}$	$\Delta \vartheta_{x,z^*} \approx \pm 1^\circ$ $\Delta \vartheta_{y,z^*} \approx \pm 1^\circ$	—	$\Delta z_4 = 22 \mu\text{m}^{1)}$
⑤	Spannungsfeldverzerrung durch Stützringe/Werkstoffinhomogenität	$f_\sigma = f(p)$		$\Delta \vartheta_{x,z^*} \approx \pm 1^\circ$ $\Delta \vartheta_{y,z^*} \approx \pm 1^\circ$	FEM	$\Delta z_5 = \pm 50 \mu\text{m}^{3)}$
Gesamtfehler			$\sum_{i=1}^5 \Delta \vartheta_i$	$\Delta \vartheta_{x,z^*} \approx \pm 2,6^\circ$ $\Delta \vartheta_{y,z^*} \approx \pm 2^\circ$	$\sum_{i=1}^5 \Delta z_i = \Delta z$	$\Delta z = \pm 300 \mu\text{m}$
1) Schätzwert 2) mit $c^* = 0,322$ für $l_1, l_2 = 16 \text{ mm}$ 3) axialsymmetrische Spannungseinleitung $\sigma = \frac{p}{2}$ am Stützring						

325/12936 © IFW

Bild 81: Ursachen und Berechnung von Formfehlern

Aus den aufgezeigten Ergebnissen kann geschlossen werden, daß zur Erzeugung hochgenauer Werkstückoberflächen eine äußerst genaue Positionierung des Werkstücks erforderlich ist. Außerdem muß die Ankerbung hochgenau erfolgen. Die bisher erprobten Möglichkeiten haben sich dafür als nicht ausreichend erwiesen. Da das Härteprüfverfahren die schnellste und einfachste Art der Ankerbung ist, sollte versucht werden, dieses durch eine Veränderung der Form des Eindringkörpers dahingehend zu verbessern, daß mit Sicherheit ein ausreichender Tiefenriß erzeugt wird. Es könnte beispielsweise ein Knoop-Prüfkörper verwendet werden.

## **9      Trennen keramischer Werkstoffe**

Das Drucktrennen vielkristalliner Werkstücke wurde an Aluminiumoxid- und Siliziumnitridkeramiken untersucht. Vor der versuchstechnischen Überprüfung wurde die Bauteilbelastung simuliert und die Richtungen und Beträge der Spannungen im Bauteil ermittelt. Anschließend wurden die Trennbarkeit und das Prozeßverhalten von Aluminiumoxid- und Siliziumnitridkeramiken an ungekerbten Werkstücken unter Verwendung von HFA-Flüssigkeit berechnet und untersucht. Die Berechnung erfolgte gemäß Abschnitt 7 unter Verwendung von Literaturangaben zum Rißfortschritt<sup>1)</sup>.

Aufbauend auf diesen Ergebnissen wurde dann der Trennvorgang an gezielt vorgekerbten Werkstücken untersucht. Die Ankerbung erfolgte ausschließlich mittels Härteprüfer, da sich in Vorversuchen die Verwendung von Microdices wegen sehr starken Werkzeugverschleißes als ungeeignet herausgestellt hatte.

### **Ergebnisse der Simulation der Bauteilbelastung**

Die Simulation der Bauteilbelastung ergab, daß für die untersuchten Keramiken die Abweichungen der Werkstoffeigenschaften von denen optischen Glases sich nur in vernachlässigbar geringem Maße auf den Spannungszustand des Werkstücks auswirken. Die Spannungsbeträge weichen innerhalb der Trennkammer um weniger als 1% von denen für ein Bauteil aus optischem Glas ab. Die Richtungsabweichungen sind prozentual noch geringer, so daß eine Darstellung der Simulation hier nicht erfolgt, sondern auf die entsprechenden Darstellungen für optisches Glas verwiesen wird.

## **9.1      Einfluß der Werkstückoberfläche**

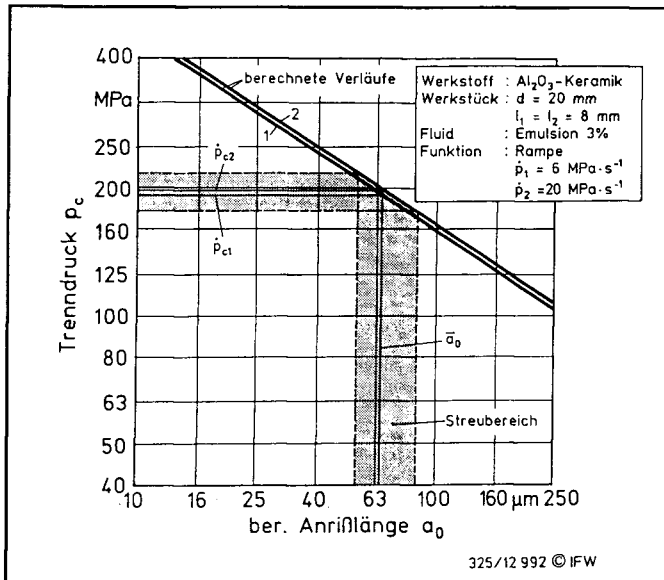
### **9.1.1      Ungekerbtes Bauteil**

In einer Versuchsserie wurde die Trennbarkeit ungekerbter Aluminiumoxid- und Siliziumnitridkeramiken überprüft. Dabei erwies sich lediglich die Aluminiumoxidkeramik als mit der vorhandenen Anlage bearbeitbar. Die mit zwei unterschiedlichen Belastungsgeschwindigkeiten ermittelten mittleren Trenndrücke unterscheiden sich nur geringfügig (Bild 82); sie liegen deutlich oberhalb der für optisches Glas benötigten Belastungen. Der Trenndruck weist in Abhängigkeit von der Anrißlänge und der Belastungsgeschwindigkeit die in Bild 82 in doppelt logarithmischer Darstellung gezeigten Verläufe auf.

---

<sup>1)</sup> Nach [64] gilt:  $c_9=10^{-24,5}$ ,  $c_{10}=38$  in Glg. (57), S. 61.

Den gemessenen Trenndrücken wurde über die Berechnung des Rißfortschritts eine mittlere Anrißlänge von  $\bar{a}_0 = 65 \mu\text{m}$  zugeordnet. Dieser Wert liegt erheblich über der gemessenen Oberflächenrauheit (siehe S. 36). Es wird daher vermutet, daß während der Vorbearbeitung unter der Werkstückoberfläche Risse entstanden sind, die sich nach Entlastung wieder geschlossen haben. Infolge des Druckaufbaus kommt es zur erneuten Rißöffnung. Das Fluid dringt in die Risse ein und bewirkt an der Rißspitze ein belastungsabhängiges unterkritisches Rißwachstum, welches jedoch weitaus langsamer erfolgt als bei optischem Glas.



**Bild 82:** Trenndruck in Abhängigkeit von der Anrißlänge für Aluminiumoxidkeramik

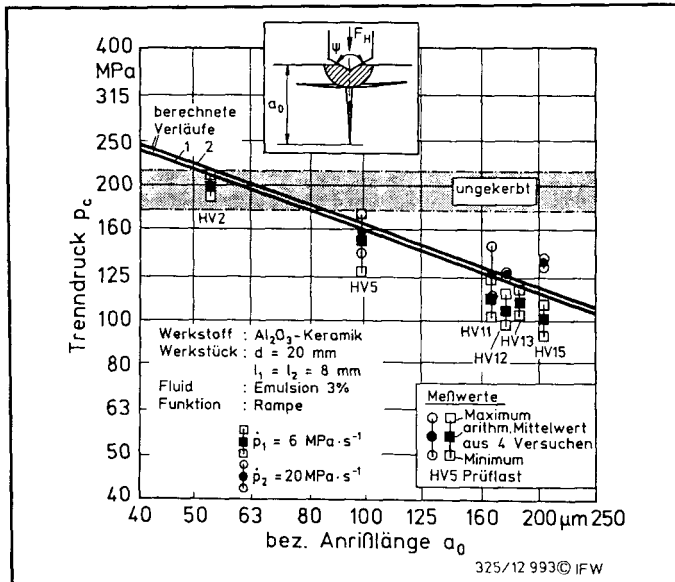
### 9.1.2 Gezielte Rißinitiation

Als einzig praktikable der untersuchten Methoden der Rißinitiation erwies sich bei keramischen Bauteilen die Ankerung mittels eines Vickers-Härteprüfers. In einer Versuchsreihe wurde die zur Rißinitiation notwendige Mindestprüflast ermittelt sowie der Einfluß der Prüflast auf die Höhe des Trenndrucks untersucht.

Der Trenndruck für Aluminiumoxidkeramik ist in Bild 83 in Abhängigkeit von der aus der Prüfkraft gemäß Abschnitt 8.1.2 errechneten Anrißlänge dargestellt. Es wird deutlich, daß

der notwendige Trenndruck wie erwartet mit steigender Prüflast sinkt. Ein Vergleich mit den für ungekerbte Bauteile ermittelten Trenndrücken zeigt außerdem, daß mit dem verwendeten Trennmedium (HFA-Flüssigkeit) für eine sichere Ankerung eine Prüflast von mindestens HV 5 erforderlich ist.

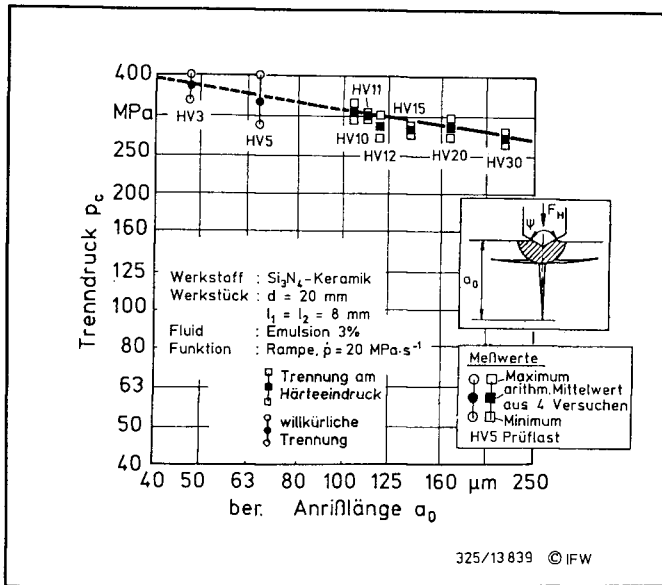
Die ermittelten Trenndrücke korrelieren mit den theoretisch hergeleiteten, so daß die verwendeten Berechnungsgrundlagen als hinreichend genau einzustufen sind.



**Bild 83:** Rißinitiiierung mittels Härteprüfer an Aluminiumoxidkeramik

Für Siliziumnitridkeramik konnte erst bei Prüflasten ab HV 3 überhaupt eine Werkstücktrennung herbeigeführt werden. Erst ab HV 10 kann von einer wirklich sicheren Ankerung ausgegangen werden (Bild 84).

Aus den ermittelten Ergebnissen im Vergleich zu einer unter Vernachlässigung des unterkritischen Rißwachstums durchgeführten Berechnung wurde auf eine nur sehr geringe unterkritische Rißverlängerung geschlossen. Daß sie überhaupt erfolgt, erwies sich in einigen Fällen von mit HV 3 angekerbten Werkstücken, welche zunächst auch bei Vollast ( $p_c = 400 \text{ MPa}$ ) nicht getrennt werden konnten. Nach mehrfachem Anfahren der rampenförmigen Druckfunktion kam es dann aber doch noch zur Werkstücktrennung.

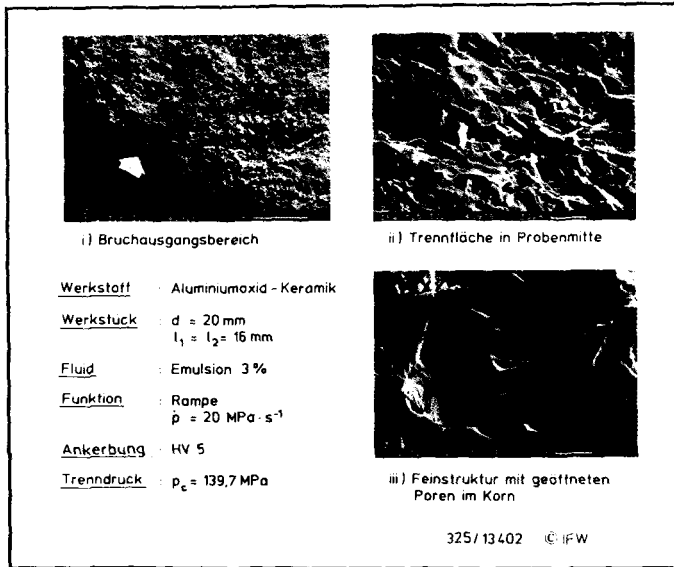


**Bild 84:** Rißinitiierung mittels Härteprüfer an Siliziumnitridkeramik

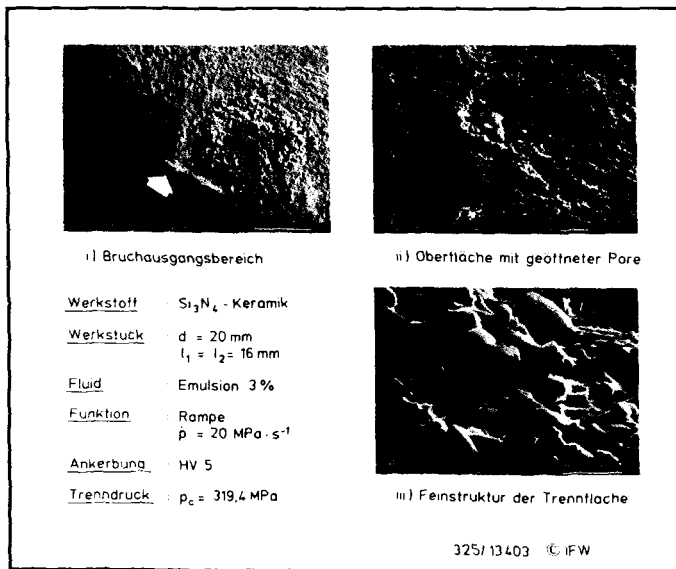
### 9.1.3 Oberflächencharakteristika der Werkstücke

Die Auswertung der durchgeführten Trennversuche ergab, daß die Oberflächengestalt charakteristischer Werkstücke - zumindest innerhalb des untersuchten Parameterbereichs - ausschließlich von den Gefügeeigenschaften der untersuchten Werkstoffe abhängt. Die Oberflächengüte läßt sich nicht durch Veränderung von Prozeßgrößen beeinflussen. Die jeweils typische Oberflächengestalt der beiden untersuchten Keramiken wird in den Bildern 85 und 86 gezeigt.

Aluminiumoxidkeramik weist sowohl interkristalline als auch transkristalline Bruchanteile auf, die über die ganze Trennfläche gleichmäßig verteilt ohne Überstrukturen vorliegen. Transkristalline, also quer durch das Korn gebrochene Bereiche sind an runden Poren zu erkennen, die aufgrund von Gasblaseneinschlüssen während der Sinterphase im Korn entstehen. Interkristalline Bruchbereiche sind an der charakteristischen geometrisch exakten Form einzelner Kristallite erkennbar.



**Bild 85:** Trennfläche von Aluminiumoxidkeramik

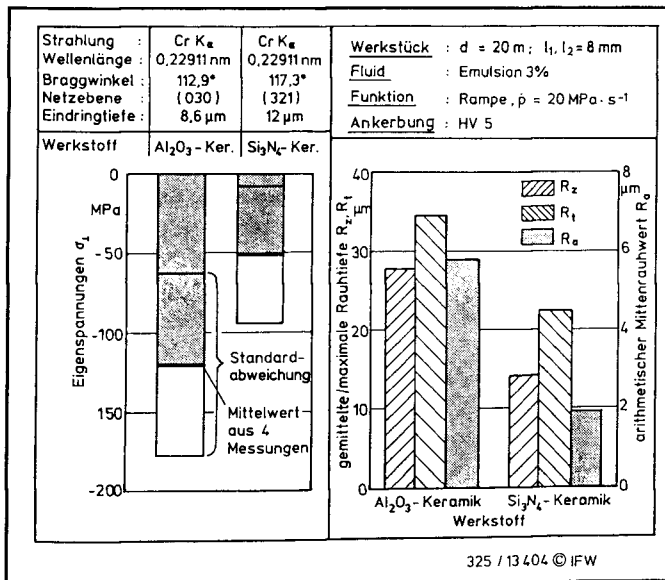


**Bild 86:** Trennfläche von Siliziumnitridkeramik

Das Bruchbild von Siliziumnitridkeramik läßt bei Betrachtung mit bloßem Auge leicht die Bestimmung des Bruchausgangsortes zu (i). Von ihm geht im Nahbereich eine charakteristische spaltfächerförmige Makrostruktur aus.

Die Oberflächenfeinstruktur wird von hexagonal-stengeligen Kristalliten gekennzeichnet, die überwiegend interkristallin gebrochenen sind (ii). Vollständige Kristallite sind im Randbereich freigelegter Kavitäten erkennbar, deren Durchmesser weit über dem einzelner Körner liegt (iii). Diese Fehlstellen sind nicht auf den Trennvorgang zurückzuführen, sondern entstehen bereits im Sinterprozeß. Die Keramik weist also offensichtlich eine hohe Restporosität auf.

Die Oberfläche von mittig eingespannten und in Kammermitte getrennten Werkstücken weisen Rauheiten auf, die weitaus größer als die mit konventionellen Trennverfahren erreichbaren sind (Bild 87). Im Gegensatz zu diesen Verfahren werden allerdings beim Drucktrennen keine Eigenspannungen in das Werkstück eingebracht, denn die gemessenen Druckeigenspannungen entsprechen in ihrer Höhe genau den bereits während des Sinterprozesses eingebrachten Gefügespannungen (vgl. [76]).



**Bild 87:** Randzonen- und Oberflächenkennwerte keramischer Trennflächen

### 9.1.4 Körperschallemission während der Trennung

Das Körperschallsignal weist bei der Trennung keramischer Werkstücke einen ähnlichen Verlauf auf wie bei optischem Glas (88). Nach einem sehr kurzen Bereich mit niedriger Amplitude, vermutlich durch unterkritisches Rißwachstum hervorgerufen, kommt es zur Rißauslösung. Dieser Moment ist durch einen impulsartigen Anstieg der Signalamplitude gekennzeichnet. Die Bruchdauer ist nicht zu erkennen, da das unmittelbar durch den Rißvorgang hervorgerufene Signal durch zwischen den Stirnflächen des noch vollständigen Bauteils oder der bereits getrennten Bestandteile pendelnde Schallwellen überlagert wird. Eine Frequenzanalyse des gemessenen Signals brachte keine genaueren Aufschlüsse über den Trennvorgang nach der Bruchauslösung.

Beim Trennen von Siliziumnitridkeramik ist eine sehr viel höhere Signalamplitude zu verzeichnen als bei Aluminiumoxidkeramik. Die maximale Amplitude ist, wie beim Trennen optischen Glases, in etwa proportional zur Höhe des Trenndrucks. Das bedeutet, daß ein in etwa konstanter Anteil der vor der Trennung gespeicherten hydraulischen Energie in Form von Körperschall freigesetzt wird (vgl. Kapitel 11).

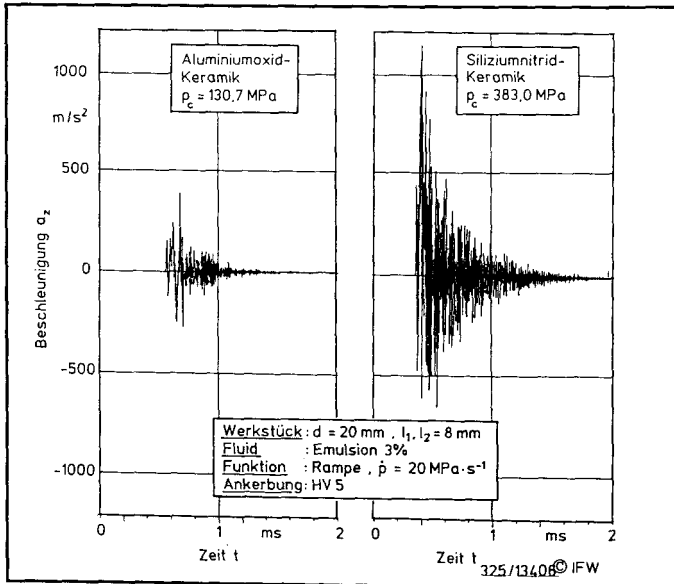


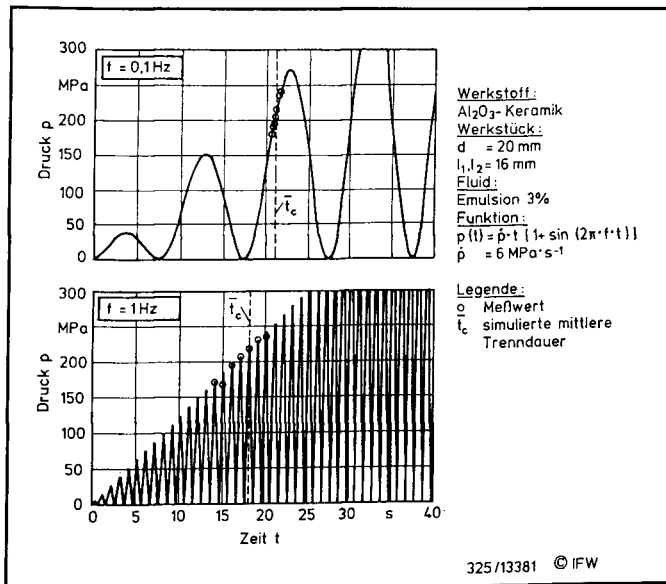
Bild 88: Körperschallsignal während der Trennung keramischer Werkstoffe



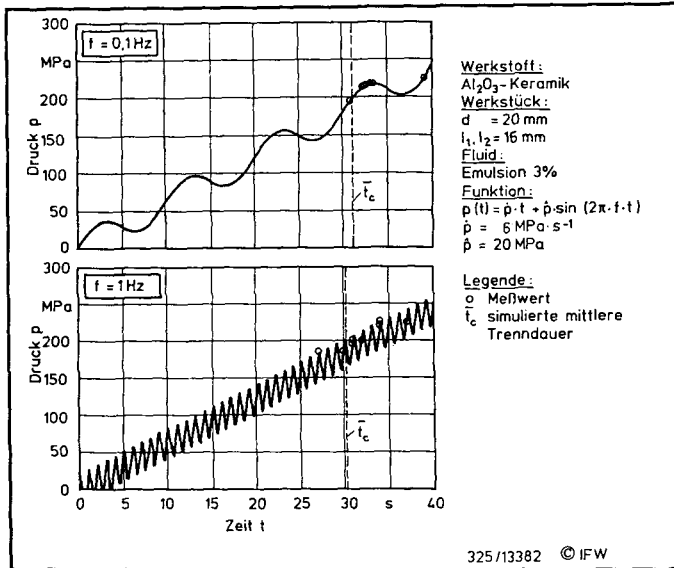
## 9.2 Einfluß des Druckaufbaus

Der Einfluß des Druckaufbaus wurde ausschließlich für Aluminiumoxidkeramik untersucht. Dabei kamen ungekerbte Werkstücke zum Einsatz, die jeweils mittig eingespannt wurden und eine Länge von  $l = 16 \text{ mm}$  aufwiesen.

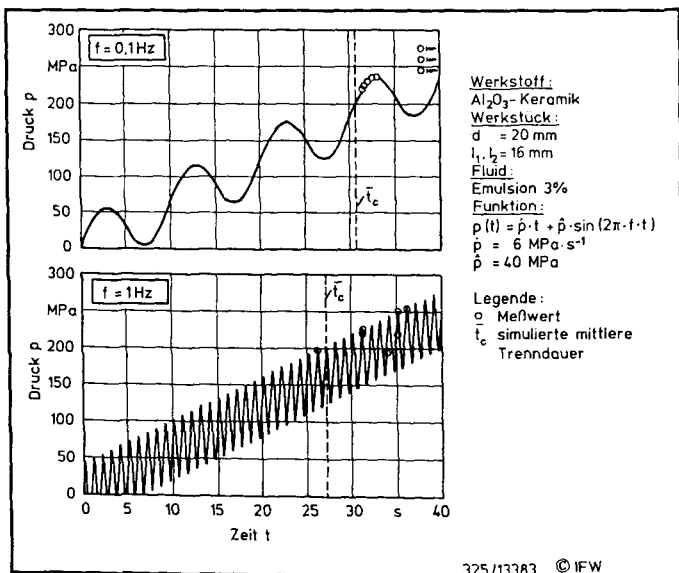
Zunächst wurde auf der Grundlage der bereits in Abschnitt 3.1.1 vorgestellten Ergebnisse für verschiedene Belastungsgeschwindigkeiten bei rampenförmigem Druckaufbau das Werkstückverhalten bei Trennung mit dynamisch-zyklischer bzw. zyklodynamischer Beanspruchung simuliert. Anschließend wurden die simulierten Ergebnisse in Trennversuchen überprüft. Eine vergleichende Darstellung der berechneten und gemessenen Trenndauer zeigt, daß die im Versuch ermittelten Werte stets in unmittelbarer Nähe der berechneten Mittelwerte  $\bar{t}_c$  liegen. Durch die Versuche werden die Ergebnisse der Simulation somit bestätigt (Bilder 89-91).



**Bild 89:** Dynamisch-zyklische Belastung von Aluminiumoxidkeramik



**Bild 90:** Zyklus-dynamische Belastung von Aluminiumoxidkeramik ( $\hat{p} = 20 \text{ MPa}$ )



**Bild 91:** Zyklus-dynamische Belastung von Aluminiumoxidkeramik ( $\hat{p} = 40 \text{ MPa}$ )

Im Gegensatz zu optischem Glas trifft die Simulation auch bei hoher Lastfrequenz ( $f = 1 \text{ Hz}$ ) zu. Daraus wird geschlossen, daß der Entfestigungsmechanismus bei Aluminiumoxidkeramik anderer Natur als bei optischem Glas ist. Während bei optischem Glas das Rißwachstum durch zeitintensive Ionenaustauschprozesse, d. h. chemische Vorgänge, erfolgt, spielen diese bei den untersuchten keramischen Werkstoffen anscheinend eine geringere Rolle. Vermutlich erfolgt die Entfestigung überwiegend auf mikromechanischem Wege.

Bei den durchgeführten Versuchen konnte kein Einfluß der Art des Druckaufbaus und des Trenndruckes auf die resultierenden Oberflächeneigenschaften festgestellt werden (vgl. Abschnitt 9.1.3).

### 9.3 Einfluß des Trennmediums

In einer Versuchsserie wurden Werkstücke ( $l = 16 \text{ mm}$ ) aus Aluminiumoxidkeramik durch Härteeindrücke (HV 5) vorgekerbt und anschließend bei rampenförmigem Druckaufbau ( $\dot{p} = 6 \text{ bzw. } 20 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ ) getrennt<sup>1)</sup>. Bei diesen konstanten Bedingungen kamen als Trennmedien HFA-Flüssigkeit und die bereits für optisches Glas verwendeten Mineralöle (ISO VG 10 und VG 46) zum Einsatz.

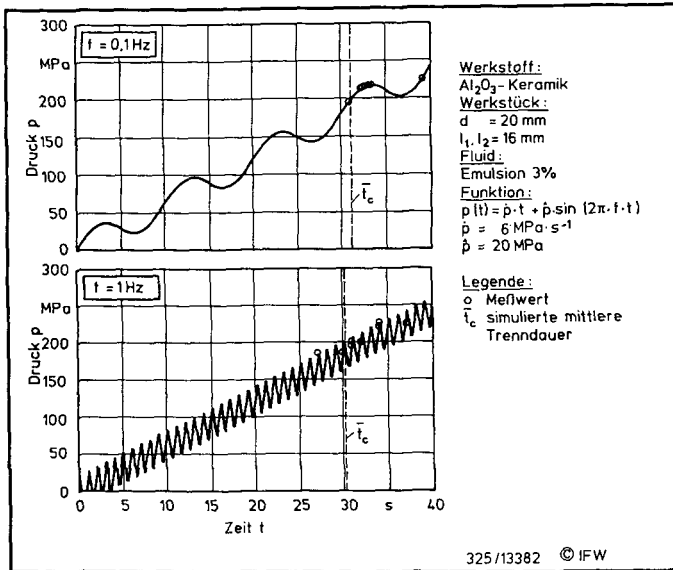
Es zeigte sich, daß die Vorgabe des Trennortes nur bei Verwendung von HFA-Flüssigkeit gelang, während bei Verwendung von Mineralöl die Werkstücke willkürlich wie ungekerbte Bauteile brachen.

In Bild 92 sind die Ergebnisse der durchgeführten Versuche zusammengefaßt. Das linke der beiden Diagramme zeigt den aus 7 Versuchen gemittelten Trenndruck für die gewählten Prozeßbedingungen. Es wird deutlich, daß bei Verwendung von Mineralöl ein doppelt so großer Druck zur Werkstücktrennung erforderlich ist wie mit HFA-Flüssigkeit. Die Belastungsgeschwindigkeit wirkt sich dagegen fast gar nicht aus.

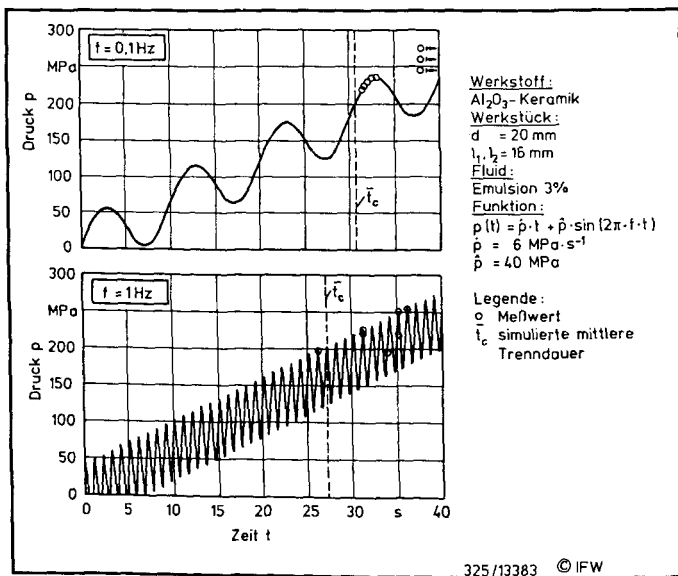
Im rechten Diagramm ist die kritische Rißlänge sowie die daraus über die Prozeßsimulation errechnete Anfangsrißlänge und der Rißfortschritt angegeben. Das Ergebnis ist zunächst erstaunlich: Trotz gleicher Ankerbung liegen unterschiedliche Anrißlängen für das HFA-Fluid bzw. die Mineralöle vor. Die berechnete Anrißlänge bei Verwendung von HFA-Flüssigkeit stimmt fast genau mit der berechneten Ankerbtiefe des Härteprüfer-Tiefenrisse überein, was die Richtigkeit der durchgeführten Überlegungen bestätigt. Beim Einsatz von Mineralöl als Trennmedium liegt dagegen die Anrißlänge sogar noch deutlich unter

---

<sup>1)</sup> Die untere Belastungsgeschwindigkeit mußte wegen der höheren Trenndrucke in Verbindung mit der begrenzten Rampenzeit höher als bei optischem Glas gewählt werden.



**Bild 90:** Zyko-dynamische Belastung von Aluminiumoxidkeramik ( $\hat{p} = 20 \text{ MPa}$ )



**Bild 91:** Zyko-dynamische Belastung von Aluminiumoxidkeramik ( $\hat{p} = 40 \text{ MPa}$ )

Im Gegensatz zu optischem Glas trifft die Simulation auch bei hoher Lastfrequenz ( $f = 1 \text{ Hz}$ ) zu. Daraus wird geschlossen, daß der Entfestigungsmechanismus bei Aluminiumoxidkeramik anderer Natur als bei optischem Glas ist. Während bei optischem Glas das Rißwachstum durch zeitintensive Ionenaustauschprozesse, d. h. chemische Vorgänge, erfolgt, spielen diese bei den untersuchten keramischen Werkstoffen anscheinend eine geringere Rolle. Vermutlich erfolgt die Entfestigung überwiegend auf mikromechanischem Wege.

Bei den durchgeführten Versuchen konnte kein Einfluß der Art des Druckaufbaus und des Trenndruckes auf die resultierenden Oberflächeneigenschaften festgestellt werden (vgl. Abschnitt 9.1.3).

### 9.3 Einfluß des Trennmediums

In einer Versuchsserie wurden Werkstücke ( $l = 16 \text{ mm}$ ) aus Aluminiumoxidkeramik durch Härteeindrücke (HV 5) vorgekerbt und anschließend bei rampenförmigem Druckaufbau ( $\dot{p} = 6 \text{ bzw. } 20 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ ) getrennt<sup>1)</sup>. Bei diesen konstanten Bedingungen kamen als Trennmedien HFA-Flüssigkeit und die bereits für optisches Glas verwendeten Mineralöle (ISO VG 10 und VG 46) zum Einsatz.

Es zeigte sich, daß die Vorgabe des Trennortes nur bei Verwendung von HFA-Flüssigkeit gelang, während bei Verwendung von Mineralöl die Werkstücke willkürlich wie ungekerbte Bauteile brachen.

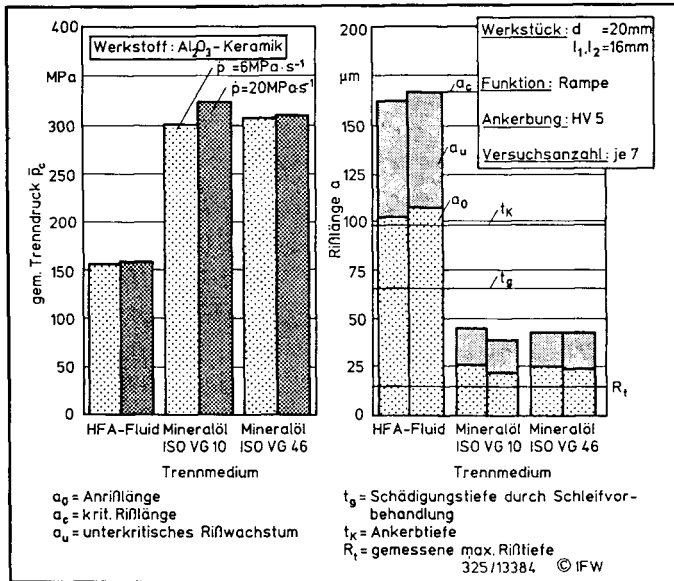
In Bild 92 sind die Ergebnisse der durchgeführten Versuche zusammengefaßt. Das linke der beiden Diagramme zeigt den aus 7 Versuchen gemittelten Trenndruck für die gewählten Prozeßbedingungen. Es wird deutlich, daß bei Verwendung von Mineralöl ein doppelt so großer Druck zur Werkstücktrennung erforderlich ist wie mit HFA-Flüssigkeit. Die Belastungsgeschwindigkeit wirkt sich dagegen fast gar nicht aus.

Im rechten Diagramm ist die kritische Rißlänge sowie die daraus über die Prozeßsimulation errechnete Anfangsrißlänge und der Rißfortschritt angegeben. Das Ergebnis ist zunächst erstaunlich: Trotz gleicher Ankerbung liegen unterschiedliche Anrißlängen für das HFA-Fluid bzw. die Mineralöle vor. Die berechnete Anrißlänge bei Verwendung von HFA-Flüssigkeit stimmt fast genau mit der berechneten Ankerbtiefe des Härteprüfer-Tiefenrisses überein, was die Richtigkeit der durchgeführten Überlegungen bestätigt. Beim Einsatz von Mineralöl als Trennmedium liegt dagegen die Anrißlänge sogar noch deutlich unter

---

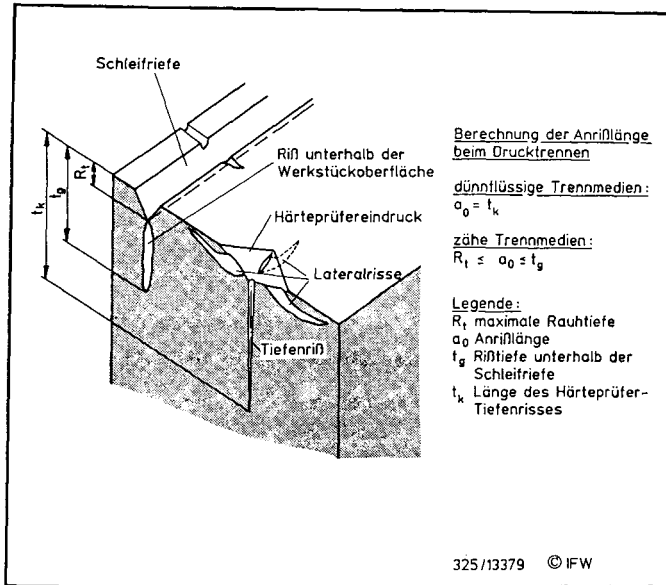
<sup>1)</sup> Die untere Belastungsgeschwindigkeit mußte wegen der höheren Trenndrucke in Verbindung mit der begrenzten Rampenzeit höher als bei optischem Glas gewählt werden.

der aus den Versuchen an ungekerbten Werkstücken ermittelten Schädigungstiefe durch die Schleifvorbehandlung (vgl. 9.1). Sie erreicht Werte dicht über der gemessenen maximalen Rauhtiefe.



**Bild 92:** Einfluß des Trennmediums auf das Drucktrennen keramischer Werkstoffe

Die Ursachen dieser Ergebnisse liegen in der Struktur der im Zuge der Schleifvorbehandlung sowie gezielt durch die Rißinitiierung erzeugten Schädigungen der Werkstückoberfläche (Bild 93). Sowohl durch den Schleifprozeß als auch den Härteeindruck werden durch Zugspannungen unter dem Eindringkörper Tiefenrisse hervorgerufen. In diese vermag die HFA-Flüssigkeit vollständig einzudringen; die Anrißlänge entspricht damit der Tiefe dieser Risse.



**Bild 93:** Oberflächenschädigung keramischer Bauteile durch Schleifvorbehandlung und gezielte Rißinitiierung

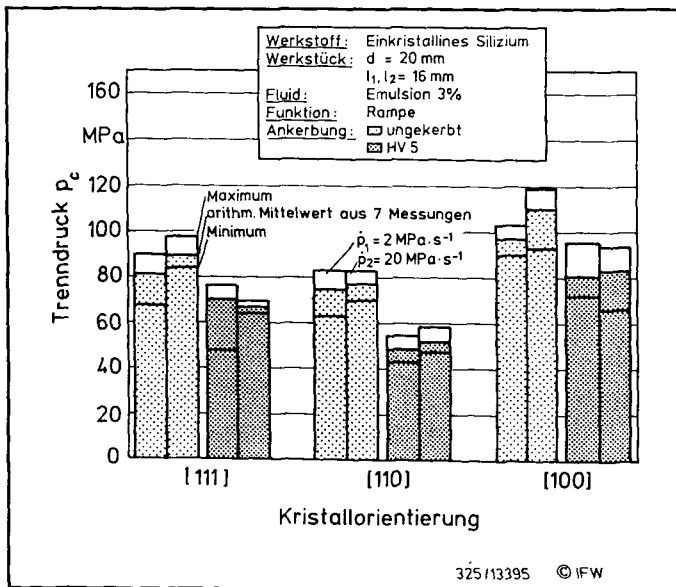
Im Gegensatz dazu dringen die Mineralöle aufgrund ihrer hohen Viskosität nicht in den Härteprüfertiefenriß ein. Eine Rißöffnung findet wegen der nur nahezu punktförmigen Ausbildung des Oberflächendefekts sowie der entlastend wirkenden Lateralrisse nicht statt. Tiefenrisse unter Schleifriefen können dagegen geöffnet und damit ein Eindringen auch höherviskoser Medien ermöglicht werden, indem das Fluid auf die Seitenflächen der Schleifriefen wirkt. Der Bruch geht daher bei Verwendung von Mineralöl von einem während der Vorbehandlung erzeugten Tiefenriß aus. Vermutlich werden nicht alle Risse vollständig geöffnet, so daß die tatsächliche Anrißlänge unter der maximalen Tiefenrißlänge des umgekehrten Bauteils bleibt.

## 10 Drucktrennen monokristallinen Siliziums

Die Eignung des Drucktrennverfahrens zum Trennen monokristallinen Siliziums wurde an Stäben der Kristallrichtungen [111], [110] und [100] überprüft. Dabei sollte insbesondere untersucht werden, ob es möglich ist, völlig ebene und störungsfreie Oberflächen zu erzeugen. Aufgrund der Ergebnisse der Versuche an optischem Glas wurden ausschließlich mittig eingespannte Werkstücke getrennt. Neben einer Versuchsreihe an ungekerbten Werkstücken wurden gezielt mittig vorgekerbte Werkstücke eingesetzt. Die Ankerbung erfolgte mittels Härteprüfer (HV 5).

### 10.1 Einfluß der Oberflächenstruktur sowie Rißinitiation mittels Härteprüfer

Die ermittelten Trenndrücke ungekerbter und gekerbter Werkstücke der verschiedenen Kristallorientierungen sind in Bild 94 zusammengefaßt. Es wird deutlich, daß zur Trennung von Si [110] ein weitaus geringerer Druck erforderlich ist als für die [111]-Richtung. Der höchste Trenndruck liegt bei der Kristallorientierung [100] vor. Die Werte sind unabhängig von der Belastungsgeschwindigkeit, so daß es keine Anzeichen für ein unterkritisches Rißwachstum gibt.



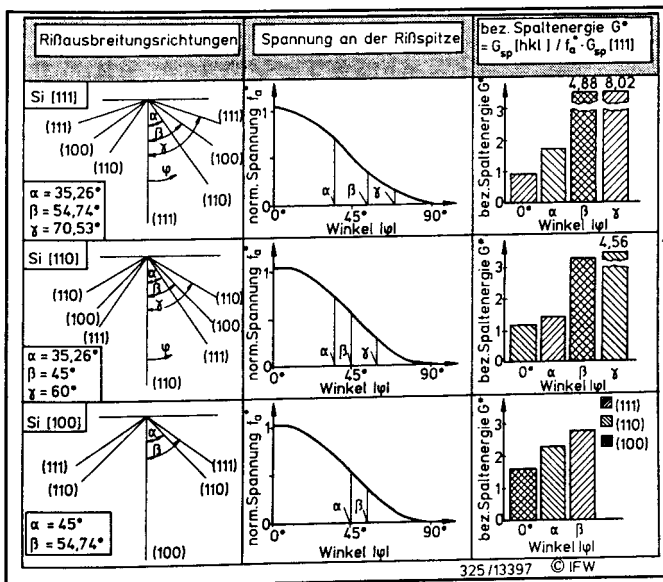
**Bild 94:** Trenndrücke für monokristallines Silizium bei Einsatz von HFA-Flüssigkeit



Es fällt auf, daß der im Durchschnitt geringste Trenndruck nicht bei den am leichtesten spaltbaren  $\{111\}$ -Kristallen aufgebracht werden muß, sondern zum Trennen der  $\{110\}$ -orientierten Werkstücke. Dieses Ergebnis steht in scheinbarem Gegensatz zu den Literaturangaben; jedoch löst sich dieser Widerspruch bei einer genauen Analyse der Mechanismen der Bruchausbreitung auf, wie im folgenden gezeigt werden wird.

Die Rißausbreitung in einem Kristall verläuft zumeist nicht willkürlich, sondern entlang bestimmter Gitterebenen. Silizium besitzt, wie in Abschnitt 3.1.3 dargelegt, eine bevorzugte  $\{111\}$ -Spaltebene. Zum Trennen der weiteren niedrig indizierten Ebenen, d. h. der  $\{110\}$ - und  $\{100\}$ -Ebenen, wird demgegenüber eine um die Faktoren 1,23 bzw. 1,73 höhere Spaltenergie benötigt. Diese Spaltenergie wird beim Drucktrennen durch das in die Oberflächenrisse eindringende Fluid aufgebaut, deren Druck an der Rißspitze eine gleich hohe Zugspannung hervorruft, die sich dem im Bauteil herrschenden Spannungsfeld überlagert (siehe Kapitel 7). Im Bereich der Rißspitze liegt der in Bild 37, S. 54, dargestellte Spannungszustand vor.

Entscheidend dafür, welche Gleitsysteme im Kristall bei der Rißauslösung aktiviert werden, ist die Ausrichtung des von der Bauteiloberfläche ausgehenden Primärrisses im Siliziumgitter. Die theoretischen Möglichkeiten der Ausrichtung des Primärrisses werden im Bild 95 für alle untersuchten Kristallorientierungen aufgezeigt.



**Bild 95:** Gleitsysteme von Primärrissen in einkristallinem Silizium

Liegt der Primärriß senkrecht zur Werkstückoberfläche, so wirkt an der Rißspitze die Hauptspannung  $\sigma_1$ . In Verbindung mit dem Fluiddruck ergibt sich die ebenfalls in Bild 95 dargestellte auf den Druck normierte Spannung  $f_a^* \cdot \sigma_{\max}$ . Bei einer Ausrichtung des Primärrisses in eine andere Richtung ist die Spannung entsprechend dem Mohrschen Spannungskreis geringer. Sie beträgt absolut:

$$\sigma_a(\varphi) = |p| + \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} + \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \cdot \cos(2\varphi) \quad (86)$$

Vergleicht man nun die notwendige Spaltenergie in einem dieser Primärrisse mit der zur Trennung entlang einer durch den Fluiddruck belasteten (111)-Ebene, d. h. errechnet man die relative Spaltenergie

$$G^* = \frac{G_{lc}(hkl)}{f_a^* \cdot G_{lc}(111)} \quad (87)$$

so ergeben sich für die untersuchte Werkstückgeometrie die in der dritten Spalte von Bild 95 graphisch und in Tabelle 5 als Zahlenwerte dargestellten Verhältnisse.

**Tabelle 5:** Relative Spaltenergie  $G^*$  der Trennebenen in unterschiedlich orientierten Siliziumeinkristallen (Werkstück:  $l = 16 \text{ mm}$ )

Spaltwinkel $\varphi$		$0^\circ$	$\alpha$	$\beta$	$\gamma$
Kristallorientierung	[111]	0,96	1,75	4,88	8,02
	[110]	1,17	1,43	3,28	4,56
	[100]	1,65	2,32	2,82	-

Es wird deutlich, daß eine Trennung in einer  $\beta$ - oder  $\gamma$ -Ebene sehr unwahrscheinlich ist, da eine vergleichsweise hohe Spaltenergie aufgebracht werden muß. In der jeweiligen  $\alpha$ -Trennebene muß zwar gegenüber der senkrecht zur Hauptspannung gelegenen  $0^\circ$ -Ebene bereits eine deutlich höhere Energie aufgebracht werden, jedoch erscheint eine entsprechende Rißbildung nicht unmöglich. Dieses gilt besonders für den [110]-Kristall, in dem die  $\alpha$ -Trennebene [111]-orientiert ist und demzufolge im Vergleich mit den [110]-orientierten  $\alpha$ -Ebenen der anderen Kristallorientierungen die niedrigste Spaltenergie aufweist.

Vergleicht man die Spaltenergien bestimmter Trennebenen mit den Trenndrücken jeweils in Abhängigkeit von der Kristallorientierung, so zeigt sich eine deutliche Korrelation bei-

der für die  $\alpha$ -Trennebenen. Da diese Korrelation für gekerbte Werkstücke sehr hoch ist, kann gefolgert werden, daß bei Ankerbung mit dem Härteprüfer Anrisse hauptsächlich entlang der  $\alpha$ -Trennebenen erzeugt werden. Daß dieses tatsächlich der Fall ist, wird in Abschnitt 10.3 anhand von rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen belegt. Die Bilder zeigen ebenfalls, daß der  $0^\circ$ -orientierte Tiefenriß nicht ausgebildet wird.

Die theoretisch hergeleiteten und praktisch überprüften Aussagen zum mittels eines Härteprüfer vorgekerbten Bauteil können weitgehend auf ungekerbte Werkstücke übertragen werden, falls diese durch einen Schleifprozeß vorbehandelt wurden, da der Spannungszustand unter dem Einzelkorn dem unter einem Vickers-Prüfkörper sehr stark ähnelt (vgl. Abschnitt 3.1 und 3.3). Diese Aussage wird durch die Tatsache gestützt, daß der Trenndruck bei ungekerbten Werkstücken ebenfalls bei der [110]-Orientierung am niedrigsten liegt.

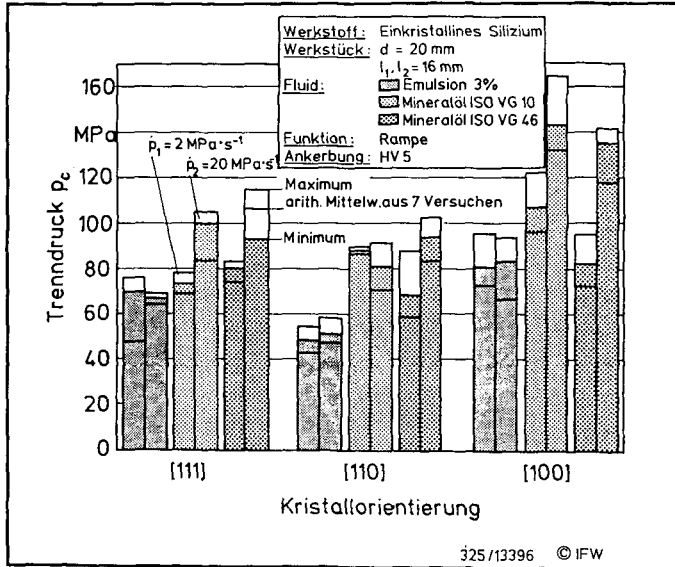
## **10.2     Einfluß des Trennmediums**

Der Einfluß des Trennmediums wurde in einer Versuchsserie anhand der Trennung vorgekerbter Stäbe mittels HFA-Flüssigkeit sowie der bereits für optisches Glas und keramische Werkstoffe eingesetzten Mineralöle untersucht. Dabei zeigte sich ein deutlich erhöhter Trenndruck bei Verwendung der Mineralöle (Bild 96).

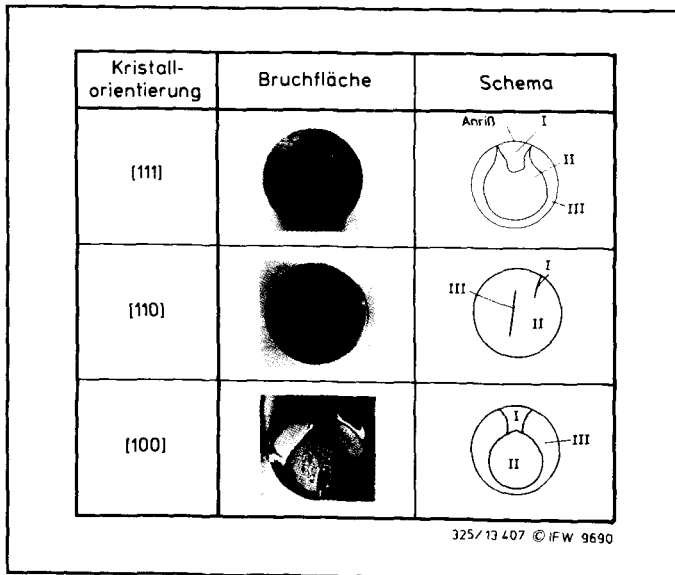
Darüber hinaus ergab sich für höhere Belastungsgeschwindigkeiten bei Verwendung zäher Fluide in der Regel eine weitere Erhöhung der notwendigen Bauteilbelastung. Da der Einfluß eines unterkritischen Rißwachstums aufgrund der Versuche mit HFA-Flüssigkeit sowie Literaturangaben weitgehend ausgeschlossen werden kann, wird vermutet, daß die Zähigkeit des Trennmediums entscheidend für die beobachteten Phänomene ist. Die hochviskosen Fluide können nicht bis in den unmittelbaren Bereich der Rißspitze vordringen, so daß die Spannungsintensität unterhalb der berechneten liegt. Da das Nachdrängen des Fluids von der Belastungsdauer abhängig ist, d. h. bei längerer Bauteilbelastung die Flüssigkeit tiefer in die Oberflächenkavitäten eindringt, kommt es zu niedrigeren Trenndrücken bei geringerer Belastungsgeschwindigkeit.

## **10.3     Oberflächenmorphologie der Trennflächen**

Die Trennflächen monokristallinen Siliziums weisen in Abhängigkeit von der Kristallorientierung charakteristische Bruchbilder auf (Bild 97). Diese sind nicht homogen, sondern lassen sich in bestimmte Bereiche einteilen. Ihre Entstehung wird im folgenden für die untersuchten Kristallrichtungen gesondert erläutert.



**Bild 96:** Einfluß des Trennmediums bei der Bearbeitung monokristallinen Siliziums



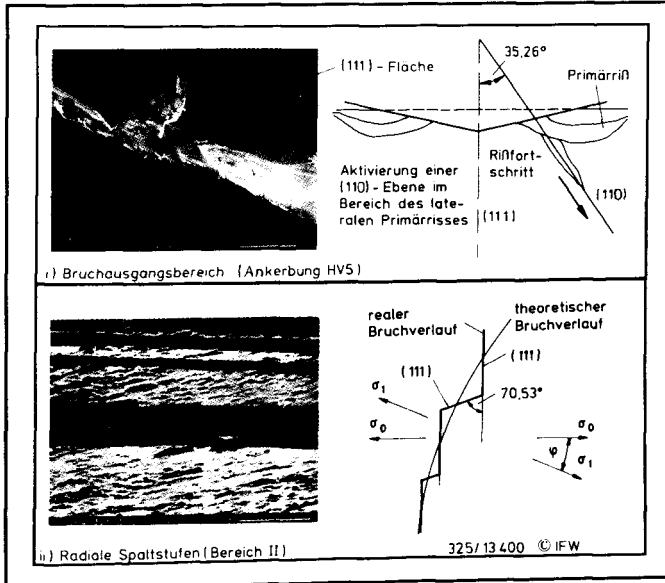
**Bild 97:** Bruchbilder monokristallinen Siliziums

### [111]-Orientierung

Der erste Rißfortschritt des vorgekerbten Werkstücks nach der Bruchauslösung erfolgt, wie bereits beschrieben, vorzugsweise entlang einer in etwa senkrecht zum Eindringkörper stehenden (110)-Ebene (Bild 100 i)). Nach einer kurzen Strecke schwenkt die gesamte ungefähr halbkreisförmige Bruchfront auf die in etwa senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung orientierte niedrig indizierte (111)-Ebene. Es entsteht der glatte Bruchbereich I (Bild 97).

Die Positionierfehler und das Auswandern aus der Werkstückmitte unmittelbar nach der Rißauslösung bewirkt eine Winkelabweichung zwischen der Bruchfläche und der Senkrechten zur größten Hauptspannung. Die Bruchrichtung folgt dieser Abweichung nicht unmittelbar, sondern in Stufen entlang (111)-Ebenen (Bild 100 ii)). Diese Spaltstufen kennzeichnen den Bruchbereich II.

Der dem Bruchausgangsort abgewandte Randbereich III entsteht, wenn das Werkstück schon fast vollständig getrennt ist. Der Spannungszustand entspricht dann nicht mehr genau dem im Moment der Bruchauslösung, so daß sich die Ausbreitungsrichtung des Bruchs verändern kann. Daraus resultiert ein scherlippenartiges Aussehen dieses Bereichs.



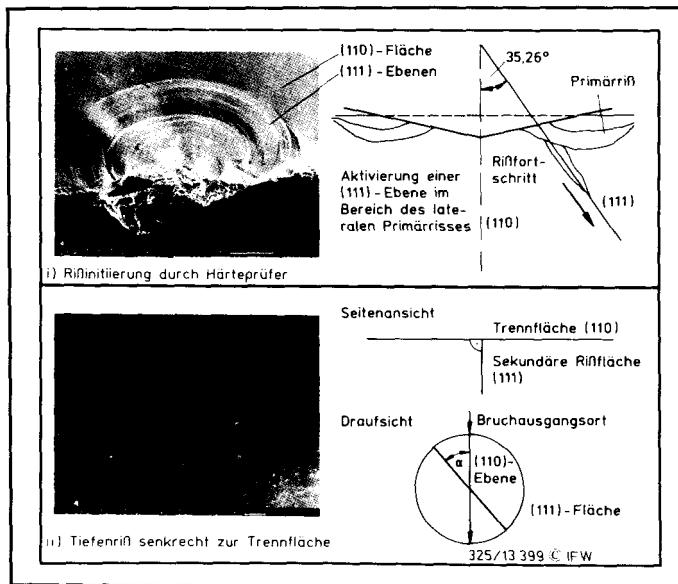
**Bild 98:** Trennfläche von Si[111]

### [110]-Orientierung

Sehr deutlich ist in Bild 99 i) der halbkreisförmige Bereich des Anfangsrissses entlang der (111)-Orientierung zu erkennen (vgl. Bereich I, Bild 97).

Danach schwenkt der Bruch in eine (110)-Ebene ein (Bereich II), der er über die gesamte Restbruchfläche folgt, welche im wesentlichen völlig eben ist.

In einigen Fällen weist diese ebene Bruchfläche einen die Mittelachse schneidenden senkrechten Riß auf. Dieser entsteht als sekundärer Tiefenriß (Bereich III) entlang einer (111)-Spaltebene im Kristall (Bild 99 ii)).



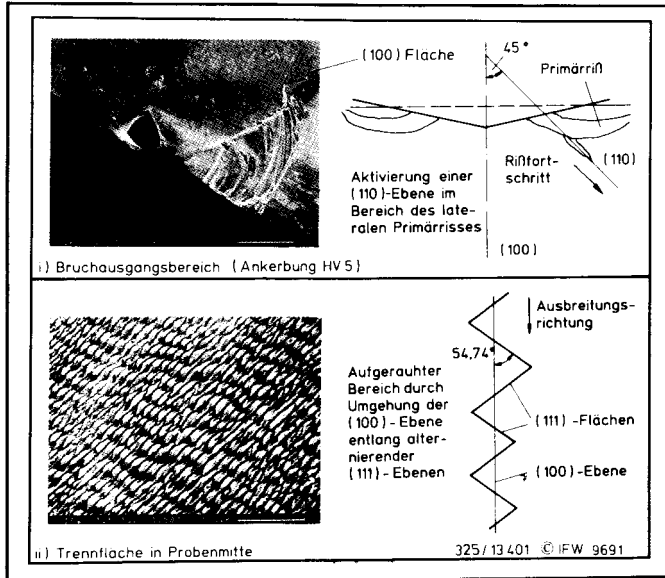
**Bild 99:** Trennfläche von Si[110]

### [100]-Orientierung

Der Bruchausgangsbereich I (Bild 97) ist häufig stark zerklüftet, was durch die ungünstig orientierten niedrig indizierten Gitterebenen hervorgerufen wird. Das Bruchbild [100]-orientierter Werkstücke wird hauptsächlich durch ein zumeist doppelniernenförmiges Bruchbild in der Mitte des Werkstücks gekennzeichnet (Bereich II, Bild 100). Die "Nieren" entstehen zur rechten und linken der Spitze der Rißfront. Sie werden hervorgerufen durch einen raschen Wechsel der Bruchausbreitungsrichtung entlang der durch die Kristallaus-

richtung gegebenen (111)-Vorzugsrichtungen. Der Bruch pendelt dabei um die durch den Spannungszustand vorgegebene Ausbreitungsrichtung.

Auch an [100]-Kristallen wurde häufig ein scherlippenartiger Randbereich (s. o.) beobachtet (Bereich III).



**Bild 100:** Trennfläche von Si[100]

## 11 Energiebedarf im Vergleich zu konventionellen Trennverfahren

Die zur Zerspanung eines bestimmten Materialvolumens notwendige Energie ist eine wichtige Größe zur Beschreibung des Prozeßverhaltens bei konventionellen Trennverfahren. Sie berechnet sich im allgemeinen zu:

$$E_c''' = \frac{P_c}{Q_w} \quad (88)$$

Verschiedene Schleifprozeßmodelle basieren auf der Ermittlung der spezifischen Trennenergie aus Messungen der Prozeßkräfte sowie der Temperatur von Werkstück, Werkzeug und Kühlschmierstoff. Beispielhaft sei hier das erstmals von Kurrein [128] aufgestellte Modell wiedergegeben, in welchem die Summe aller Spannungsvorgänge durch die aus einer Kontinuitätsgleichung abgeleitete äquivalente Spannungsdichte  $h_{eq}$  repräsentiert wird. Dieses besonders für hochwarmfeste sprödharte Werkstoffe wie Naturstein anwendbare Modell [129, 130] wurde von Peters und Maris [131] mit einem energetischen Ansatz verknüpft:

$$E_c''' = \frac{F_t}{h_{eq} \cdot b_s} \quad (89)$$

Ein Verfahrensvergleich zum Drucktrennen kann jedoch nicht auf der Grundlage der auf das abgetragene Volumen bezogenen Energie erfolgen, da der Drucktrennprozeß ohne Spannbildung erfolgt. Es wird daher die flächenbezogene Energie berechnet:

$$E_c'' = \frac{P_c}{Q_w'} = \frac{F_t}{h_{eq}} \quad (90)$$

### 11.1 Ermittlung der Trennenergie und der hydraulischen Leistung

Die zum Drucktrennen notwendige Energie entspricht näherungsweise der potentiellen Energie des Arbeitsmediums unmittelbar vor der Rißauslösung. Unter der Voraussetzung einer idealen (reibungsfreien) Flüssigkeit sowie unter Vernachlässigung der Lage- und Schwereenergie ergibt sich die hydraulische Energie zu:

$$W_{hydr} = V_{fl} \cdot p \quad (91)$$



Die zur Erzeugung der Trennfläche aufgewendete Energie beträgt damit

$$E_c'' = p_c \cdot \frac{4 V_{fl}}{\pi \cdot d^2} \quad (92)$$

Sie ist unabhängig von der gewählten Druckfunktion. Für die Versuchswerkstücke kann sie mit dem Flüssigkeitsvolumen im Sekundärkreislauf der Versuchsanlage ( $V_{fl} = 6 \text{ cm}^3$ ) sowie dem Probendurchmesser ( $d = 20 \text{ mm}$ ) und dem gemessenen Trenndruck bestimmt werden.

Da nach der Reißauslösung keine weitere Energiezufuhr erfolgt, ist die flächenbezogene Trennenergie beim Drucktrennen gemäß Gleichung (92) reziprok proportional zur Größe der Trennfläche.

Die zur Aufbringung der Trennenergie notwendige elektrische Energie liegt aufgrund von Wärme- und Druckverlusten am Motor und insbesondere am Servoventil um ca. 20% über der Trennenergie.

Die hydraulische Leistung ergibt sich aus der zeitlichen Ableitung der hydraulischen Energie zu

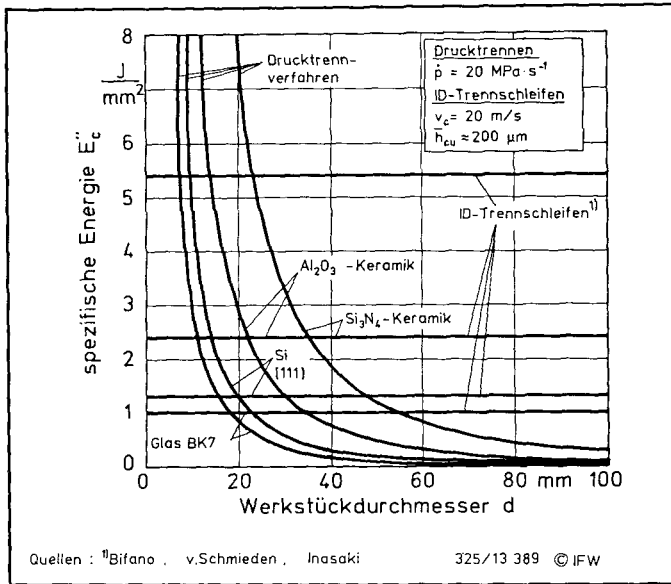
$$P_{hydr} = V_{fl} \cdot \frac{dp}{dt} \quad (93)$$

Sie ist somit abhängig von der gewählten Druckfunktion und wird zum Zeitpunkt des größten Druckanstiegs maximal. Die größtmögliche Belastung der Versuchsanlage wird bei einer konstanten Sinusschwingung mit maximaler Frequenz ( $f = 1 \text{ Hz}$ ) und Amplitude ( $\dot{p} = 400 \text{ MPa}$ ) erreicht. Die maximale hydraulische Leistung beträgt dann ca. 15 kW.

## 11.2 Vergleich mit konventionellen Trennverfahren

Der Trenndruck, und damit die spezifische Energie, ist in starkem Maße von der Art der Ankerbung sowie dem verwendeten Fluid abhängig. Für den im folgenden durchgeführten Vergleich wurde eine Ankerbung mittels Härteprüfers (HV 5), die Verwendung von HFA-Flüssigkeit als Trennmedium sowie ein rampenförmiger Druckaufbau ( $\dot{p} = 20 \text{ MPa} \cdot \text{s}^{-1}$ ) zugrunde gelegt.

In Bild 101 werden die errechneten Werte für die erforderliche spezifische Trennenergie beim Drucktrennen mit Literaturangaben entnommenen Werten für das ID-Trennschleifen verglichen.



**Bild 101:** Vergleich der flächenbezogenen Trennenergie beim Drucktrennen und beim ID-Trennschleifen in Abhängigkeit vom Werkstückdurchmesser

Während die spezifische Schleifenergie unabhängig von der Größe der Trennfläche ist, sinkt die flächenbezogene Spaltenergie mit dem Quadrat des Werkstückdurchmessers, da die Höhe des Trenndrucks - zumindest in erster Näherung - unabhängig vom Werkstückdurchmesser ist. Die zum Erzeugen der Trennflächen dissipierte Energie ist daher beim Drucktrennen ab einem gewissen werkstoffabhängigen Durchmesser geringer als beim Einsatz konventioneller Trennverfahren. Dieser Durchmesser liegt für keramische Werkstoffe etwas oberhalb, für Glas und Silizium unterhalb dessen der Versuchswerkstücke. Unter dem Gesichtspunkt des Energiebedarfs ist das Drucktrennverfahren also bei den verwendeten Prozeßeingangsgrößen erst für Werkstücke ab ca. 20 mm Durchmesser ein sinnvoll einzusetzendes Verfahren.

Eine größtmögliche Vergrößerung der Trennfläche bzw. des Werkstückdurchmessers wäre anzustreben, was einen entsprechend erweiterten Trennkammerquerschnitt bedingt. Da der Innendurchmesser quadratisch in die Berechnungsgleichung der Höhe der Spannungen in der Kammerwandung eingeht (vgl. Abschnitt 3.4), kann die Festigkeit der Trennkammer in diesem Fall jedoch nur unter erheblichem konstruktiven Aufwand bis zu gewissen Grenzen gewährleistet werden. Gleichzeitig mit einer Querschnittsvergrößerung sollte daher der zu den Bauteilspannungen proportionale Trenndruck durch Vorgabe ei-

nes sehr tiefen Anrisses stark gesenkt werden. Auf diese Art wird gleichzeitig der Energiebedarf gesenkt.

Außerdem sollte, unter Berücksichtigung der konstruktiven Gestaltung des Dichtapparates, stets ein möglichst niedrigviskosen Trennmedium verwendet werden. Nur so wird ein vollständiges Vordringen in die durch Ankerbung vorgegebenen Haarrisse, und damit ein geringstmöglicher Trenndruck, erreicht.

## **12      Zusammenfassung und Ausblick**

Drucktrennen ist ein Verfahren zum spanlosen Trennen sprödharter zylindrischer oder prismatischer Werkstücke durch Einwirkung hydrostatischen Fluidhochdrucks auf einen Teilbereich der Mantelfläche. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden die Wirkzusammenhänge des Verfahrens für zylindrische Bauteile erstmals grundlegend modelltheoretisch untersucht. Die Ergebnisse wurden anschließend mittels einer Versuchsanlage, deren wesentlicher Bestandteil eine mit zwei fluchtenden Öffnungen versehene Trennkammer ist, am Institut für Fertigungstechnik und Spanende Werkzeugmaschinen der Universität Hannover an verschiedenen Werkstoffen systematisch überprüft.

Aufbauend auf einer rechnergestützten Simulation des Spannungszustandes des belasteten Werkstücks wurde gezeigt, daß die Werkstückoberflächen durch einen Spaltbruch entlang der Senkrechten zur Richtung der größten Hauptspannung erzeugt werden. Die Form der Trennflächen hängt daher ausschließlich von den die Richtungen der Hauptspannungen bestimmenden Prozeßeingangsgrößen ab. In sehr starkem Maße wirkt sich die konstruktive Gestaltung der Dichtelemente aus, indem durch sie die Krafteinleitung in das Bauteil beeinflußt wird. Diese erfolgt sowohl unmittelbar durch das Fluid als auch indirekt über die Dichtelemente und kann durch einen zum Fluiddruck proportionalen Flächenpressungsverlauf beschrieben werden, welcher von der Bauform und dem Abstand der Dichtelemente abhängt. In geringerem Maße wirken sich auch die Bauteilgeometrie und die elastischen Konstanten des Werkstücks auf die Richtung der Hauptspannungen aus. Nur über die genannten Größen kann die Oberflächengestalt des Werkstücks gezielt beeinflußt werden, nicht jedoch durch sonstige Prozeßgrößen wie beispielsweise die Art des Druckaufbaus.

Eine ebene Werkstückoberfläche erfordert über den gesamten Probenquerschnitt parallel zur Werkstückmittelachse orientierte größte Hauptspannungen. Diese Bedingung wird nur von mittig eingespannten Werkstücken, und auch dort nur exakt in Probenmitte, erfüllt. Außermittige Trennungen führen zu einem Ebenheitsfehler in Höhe von ca. 30% der Außermittigkeit.

Die Werkstücktrennung wird durch das in feine Oberflächenanrisse eindringende Trennmedium eingeleitet. Der Fluiddruck ruft eine der Druckhöhe entsprechende Zugspannung senkrecht zur Rißrichtung hervor, die sich im Bereich der Rißspitze der dort wirkenden Bauteilspannung überlagert. Bei Überschreiten der Bruchzähigkeit wird ein Spröbruch des Werkstücks ausgelöst. Der dafür notwendige Trenndruck ist mit Hilfe des aufgezeigten Modells bruchmechanisch berechenbar.

Wegen des beschriebenen Trennmechanismus ist es möglich, den Ort der Werkstücktrennung gezielt vorzugeben, indem ein Oberflächenanriß von größerer Länge als der maximal im Bauteil vorhandenen eingebracht wird. Als einfachste und sicherste Methode hat sich hier die Rißinitiiierung durch im Vickers-Verfahren erzeugte Härteprüfereindrücke erwiesen. Dieses gilt insbesondere für keramische Werkstoffe, bei denen die Werkstücktrennung von einem unterhalb der Prüfkörperspitze befindlichen Tiefenriß ausgeht. Für optisches Glas und monokristallines Silizium wird dieser Riß dagegen kaum ausgebildet, so daß die Werkstücktrennung meist von Lateralissen unterhalb der Kanten der Vickers-Pyramide ausgeht. Dies führt zum seitlichen Auswandern des Risses und damit zu Dicken- und Formfehlern des Werkstücks.

Da eine genaue Ankerbung auch mit den ebenfalls erprobten Microdice- und Laserverfahren nicht möglich war, sollte in weiterführenden Untersuchungen nach Verfahren zur genaueren Rißinitiiierung für die letztgenannten Werkstoffe gesucht werden. Es wird vorgeschlagen, aufbauend auf herkömmlichen Härteprüfverfahren die Form des Eindringkörpers zu variieren, um so einen stärker ausgeprägten Tiefenriß zu erzeugen. Eine einfache Möglichkeit wäre die Verwendung eines Knoop-Prüfkörpers.

Die Mikrotopographie der mit dem Drucktrennverfahren erzeugten Trennflächen wird vom atomaren Aufbau des Werkstoffs bestimmt. Oberflächen optischen Glases, also amorphen Materials, sind in der Regel spiegelglatt und weisen sonst nur durch Polieren erzielbare Rauheiten von maximal einigen Nanometern auf. Vergleichbare Oberflächengüten wurden auch an entlang einer bestimmten Gitterebene getrennten Teilbruchflächen von monokristallinem Silizium festgestellt. Die Trennflächen keramischer Werkstoffe weisen dagegen eine Oberflächenrauheit in der Größenordnung der maximalen Korngröße auf, da neben transkristallinen auch erhebliche interkristalline Bruchanteile auftreten. Eine Verbesserung der Feinstruktur konnte durch Veränderung des Druckaufbaus sowie des Trennmediums nicht erreicht werden.

An optischem Glas und keramischen Werkstoffen wurde ein unterkritisches Rißwachstum beobachtet. Es hängt von der Art des Druckaufbaus, insbesondere der Belastungsgeschwindigkeit, sowie dem verwendeten Trennmedium ab und wirkt sich in mit der Belastungsdauer steigendem Maße festigkeitsmindernd aus. Für beide Werkstoffarten gelang es, den Rißfortschritt zu modellieren und damit den Trenndruck in Abhängigkeit von den Prozeßeingangsgrößen zu berechnen.

Einen starken Einfluß auf den zum Trennen notwendigen Fluiddruck hat die Viskosität des Fluids. Da mit steigender Zähigkeit die Eindringfähigkeit in die Oberflächenrisse des Bauteils sinkt, müssen bei Verwendung höherviskoser Flüssigkeiten größere Trenndrucke aufgebaut werden als bei dünnflüssigen Medien wie beispielsweise Wasser. Diese sind

daher prinzipiell besser geeignet für das Drucktrennverfahren, erschweren jedoch die Abdichtung der Trennkammer.

Die Entstehung von Form- und Maßabweichungen am Werkstück wurde analysiert. Dabei zeigte sich, daß mit der verwendeten Versuchstechnik durch Positionierfehler bei der Ankerbung und Einführung des Werkstücks in die Kammer Welligkeiten von mehreren Zehntelmillimetern hervorgerufen werden können. Außerdem kam es durch Fehlstellungen der verwendeten Keilstützringkombination hinter den eigentlichen Dichtelementen zur Einleitung von Biegemomenten in das Werkstück, woraus Winkelfehler der Trennflächen resultierten.

Untersuchungen mit unterschiedlichen Trennmedien zeigten, daß zur Senkung des Energiebedarfs stets eine möglichst tiefe Ankerbung erfolgen sowie eine sehr niedrigviskose Trennflüssigkeit verwendet werden sollte. Um die aufgebrachte Spaltenergie bestmöglich zu nutzen, ist es sinnvoll, den zu trennenden Werkstückquerschnitt möglichst groß zu wählen.

Die modelltheoretischen Untersuchungen und ihre versuchstechnische Überprüfung haben gezeigt, daß exakt ebene Trennflächen nur durch hochgenaue symmetrische Positionierung und Ankerbung des Werkstücks sowie ein genau abgestimmtes Dichtsystem der Trennkammer erzielt werden können. Schon vor diesem Hintergrund erscheint eine wirtschaftliche Nutzung des Drucktrenns zur Substitution der Verfahrensschritte Trennschleifen und Polieren als schwierig. Um eine Abdichtung zu ermöglichen, muß das Werkstück zudem stets eine gewisse Mindestlänge von mehreren Millimetern aufweisen. Die Herstellung von Wafern ist daher mit dem Drucktrennverfahren unmöglich.

Denkbar ist dagegen die Erzeugung planer und eigenspannungsfreier Referenzflächen an Siliziumeinkristallen, welche gegenwärtig unter großem verfahrenstechnischem Aufwand in mehreren Prozeßschritten erfolgt.

Für die Serienfertigung ist das Verfahren vermutlich nur einsetzbar, wenn keine besonderen Anforderungen an die Formgenauigkeit der Oberfläche gestellt werden, da nur in diesen Fällen auf einen hohen apparativen Aufwand zur Werkstückankerbung und -positionierung verzichtet werden kann. Denkbar wäre dann auch eine Anwendung in Kombination mit einem nachgeschalteten Planschleifprozeß. Die bei diesem Prozeßschritt anfallende Verschnittmenge wäre allerdings infolge der größeren Welligkeit der Werkstücke größer als bei mit konventionellen Trennschleifverfahren vorbehandelten Werkstücken.

In der Forschung könnte das Verfahren außerdem zur Bestimmung der Bruchzähigkeit definiert vorbehandelter Werkstücke sowie zur Ermittlung der maximalen Reißlänge an der

Oberfläche eines Werkstoffs mit bekannter Bruchzähigkeit genutzt werden. Dieses gilt insbesondere für keramische Werkstoffe, deren durch Schleifvorbehandlung erzeugte Randzonenschädigung bisher nur mit äußerst aufwendigen Analyseverfahren bestimmbar ist.

Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß die Innovationspotentiale des Drucktrennens, die insbesondere in der Abfallvermeidung und Rohstoffeinsparung infolge der spanlosen Trennung zu sehen sind, nur unter sehr großem verfahrenstechnischen Aufwand genutzt werden können. Gegenwärtig ist in der industriellen Praxis noch kein konkreter Anwendungsfall erkennbar.

### 13      Literaturverzeichnis

- [1]      Tönshoff, H. K.                      Werkzeuge haben zwei Seiten. Weltausstellung der Metallbearbeitung EMO 1989. Hrsg. VKMA 1989, S. 38-44.
- [2]      Tönshoff, H. K.,  
M. Klein                                      Präzisionsbearbeitung von monokristallinem Silizium. Tagungsbericht Werkstoffe der Mikrotechnik. VDI-Berichte Nr. 993. Düsseldorf: VDI-Verlag 1991.
- [3]      Tönshoff, H. K.,  
M. Hartmann,  
M. Klein                                      Analysis of Grinding Marks as a Key to Ultra-Precision Surfaces. UME3 International Conference on Ultra-Precision in Manufacturing Engineering. Aachen, 1994.
- [4]      Bridgman, P. W.                          Breaking tests under Static Pressure and Conditions of Rupture. Philosophical Magazine Vol. 6, 1912, S. 63-80.
- [5]      Bridgman, P.W.                          The Physics of High Pressure. London: Bell and Sons 1952, S. 78-98.
- [6]      Sato, Y.,  
S. Naoyuki                                      Trennen von spröden Materialien durch hohen Seitendruck. Journal of Japanese Mechanical Society, Vol. 42, 1976, S. 2250-2257 (auf japanisch).
- [7]      Sato, Y.,  
K. Ohwada,  
H. Tanaka,  
T. Takahashi                                  Versuchsbetrieb einer Hochdruckanlage mit Wechsel- last zum Trennen duktiler Werkstoffe. Journal of Ma- terials Society of Japan, Vol. 17, 1980, S. 44 (auf ja- panisch).
- [8]      Chandrasekar, S.,  
M.C. Shaw                                      Precision Crack-off of Brittle Materials. Symposium of the ASME/American Ceramic Society. Pitts- burgh/PA, April 1987.
- [9]      -    Pascal Cutter - Schneidemaschine mit ultrahohem Seitendruck. Nachi-Fujikoshi Corp., 1987.
- [10]      Kienzle, O.                                      Begriffe und Bemessung der Fertigungsverfahren. Werkstattstechnik 56 (1966), S. 169-173.
- [11]      -    DIN 8580: Einteilung der Fertigungsverfahren. Hrsg. Deutsches Institut für Normung. Berlin, Köln: Beuth- Verlag.
- [12]      Scholze, H.                                      Glas - Natur, Struktur und Eigenschaften. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag 1988.
- [13]      -    Gläser für höchste Qualitätsansprüche. Technische Rundschau 43/86.



- [14] - Optisches Glas. Katalog der Fa. Schott Glaswerke. Mainz, 1993.
- [15] - Technische Informationen Optisches Glas Nr. 4. Schott Glaswerke. Mainz, November 1972.
- [16] Zachariasen, W. H. Die Struktur der Gläser. Glastechnische Berichte, 11. Jg., Heft 4, 1933.
- [17] Warren, B. E. Summary of work on atomic arrangement in glass. Journal of American ceramic Society 24, 1941, S. 256-261.
- [18] Stanworth, J. E. The Structure of Glass. Society of Glass, 1946.
- [19] Kleinevoß, R. Feinschleifen optischer Gläser. Dissertation, RWTH Aachen 1991.
- [20] Ainsworth, L. The Diamond Pyramid Hardness of Glass in Relation to the Strength and Structure of Glass, Part I-III. Journal of the Society of Glass Technology, Vol. 38, 1954.
- [21] Petzold, A., F. G. Wihsmann, H. Kampitz Die Mikroeindruckhärte einiger Silikatgläser und ihre atomistische Deutung. Glastechnische Berichte, Heft 2, Februar 1961.
- [22] Suzuki, I., T. Izumitani Indentation Hardness of Optical Glasses. Yogyo-Kyokai-Shi 80 (10), 1972.
- [23] Bartenev, G. M., I. V. Razumovskaya, D. S. Sanditov Microhardness and Constitution of Inorganic Glasses. Journal of Non-Crystalline Solids 1. Amsterdam 1969.
- [24] Kerkhoff, F., M. Hara Ritzversuche und Härteprüfungen an Glasbruchflächen im Vakuum. Glastechnische Berichte 35. Jg., Heft 4, 1962.
- [25] Kranich, J. F. Untersuchungen zur Knoop-Mikrohärte von Gläsern. Dissertation, TU Berlin 1974.
- [26] Kranich, J. F., H. Scholze Einfluß verschiedener Meßbedingungen auf die Knoop-Mikrohärte von Gläsern. Glastechnische Berichte 49. Jg., Heft 6, 1976.
- [27] Bridgman, P. W. Effects of very high pressure on glass. Journal of Applied Physics, Vol. 24, No. 4, April 1953.
- [28] Sakka, S., J. D. Mackenzie High Pressure Effects on Glass. Journal of Non-Crystalline Solids 1, Amsterdam, 1969.
- [29] Hertz, H. Über die Berührung fester und elastischer Körper und über ihre Härte. Sitzungsbericht des Vereins zur Förderung des Gewerbefleißes, 1882, S. 449-463.

- [30] Lawn, B. Hertzian Fracture in Single Crystals with the Diamond Structure. *Journal of Applied Physics* 39 (1968), Nr. 10, S. 4828-4836.
- [31] Lawn, B., R. Wilshaw Review Indentation Fracture: Principles and Applications. *Journal of Materials Science* 10 (1975), S. 1049-1081.
- [32] Griffith, A. A. *Phil. Trans. Roy. Soc. London, Ser. A* 221 (1920/21), S. 163.
- [33] Busch, D. M. Ritz- und Verschleißuntersuchungen an sprödharten Werkstoffen mit einzelkornbestückten Hartstoffwerkzeugen. Dissertation, TH Hannover 1968.
- [34] Schinker, M. G., W. Döll Zum Einfluß der Schneidgeschwindigkeit auf Elementarvorgänge beim Schleifen optischer Gläser. *Glastechnische Berichte*, 56 (1983), Nr. 6/7, S. 176-187.
- [35] Schinker, M. G., W. Döll Untersuchungen zur Optimierung des Materialabtrages und der Oberflächenqualität durch schnellstschneidende Diamanten in Glas. Abschlußbericht zum AIF-Forschungsvorhaben Nr. 4613, 1981.
- [36] v. Groenou, B., W. Maan, J. B. Veldkamp Single Point Scratches as a Basis for Understanding Grinding and Lapping. *NBS Special Publication* 562 (1979), Washington, S. 43-60.
- [37] Struth, F. W. Innentrennschleifen von einkristallinem Silizium. Dissertation, RWTH Aachen 1988.
- [38] Exner, G., O. Lindig *Glastechnische Berichte* 55 (1982), Nr. 5, S. 107-117.
- [39] Wiederhorn, S. M. Influence of water on crack propagation in soda-lime glass. *Journal of American Ceramic Society* 50 (1967), S. 407-414.
- [40] Freiman, S. W., G. S. White, E. R. Fuller Environmentally enhanced crack growth in soda-lime glass. *Journal of American Ceramic Society* 68 (1985), S. 108-112.
- [41] Michalske, T. A., S. W. Freiman A molecular mechanism for stress corrosion in vitreous silica. *Journal of American Ceramic Society* 66 (1983), S. 284-288.
- [42] Wiederhorn, S. M. Crack growth as an interpretation of static fatigue. *Journal of Non-Crystalline Solids* 19 (1975), S. 169-181.

- [43] Mould, R. E.,  
R. D. Southwick      Strength and static fatigue of abraded glass under controlled ambient conditions. Journal of American Ceramic Society 42 (1959), S. 542-547; 43 (1960), S. 160-167; 44(1961), S. 481-491.
- [44] Ritter, J. E.,  
C. L. Sherbourne      Dynamic and static fatigue of silicate glasses. Journal of American Ceramic Society 54 (1971), S. 601-605.
- [45] Schardin, H.,  
W. Struth      Neuere Ergebnisse der Funken-Kinematographie. Zeitung Technische Physik 18 (1937), S. 474-477.
- [46] Kerkhof, F.      Bruchvorgänge in Gläsern. Deutsche Glastechnische Gesellschaft, Frankfurt/Main 1970.
- [47] Böckem, J.      Technologisches Verhalten von Diamant-Topfschleifscheiben beim Flachsleifen optischer Gläser. Dissertation, TU Braunschweig 1973.
- [48] Kern, D.      Flachsleifen von optischem Glas mit Diamant-topfschleifscheiben. Dissertation, TU Braunschweig 1969.
- [49] Pahlitzsch, G.,  
J. Böckem      Einfluß der Einstellgrößen beim Flachsleifen von optischem Glas mit Diamanttopfschleifscheiben. IDR 2/1972, S. 83-91.
- [50] Pahlitzsch, G.,  
J. Böckem      Schleifbarkeit optischer Gläser: Flachsleifen mit Diamanttopfschleifscheiben. IDR 3/1973, S. 157-167.
- [51] Pahlitzsch, G.,  
J. Böckem      Flachsleifen von optischem Glas mit Diamant-topfschleifscheiben unterschiedlicher Bindung. IDR 4/1973, S. 200-207.
- [52] Karsten, W. H.      Beitrag zur optimalen Gestaltung von diamantbesetzten Kreissägeblättern zum Sägen von optischem Glas. Dissertation, TU Braunschweig 1970.
- [53] Meyer, F.      Beitrag zur Erforschung der technologischen Zusammenhänge beim Sägen von Glas mit diamantbesetzten Kreissägeblättern. Dissertation, TU Braunschweig 1966.
- [54] Pahlitzsch, G.,  
W. Karsten      Einfluß von Unrundheit und Exzentrizität des Diamant-Sägeblattes auf dessen Arbeitsverhalten beim Sägen von Glas. IDR 3/1969, S. 129-137.
- [55] Pahl, F.      Kugelschleifen optischer Gläser. Dissertation, RWTH Aachen 1985.
- [56] Koch, N.      Technologie zum Schleifen asphärischer optischer Linsen. Dissertation, RWTH Aachen 1991.



- [69] Guiu, F.,  
M. J. Reece,  
D. A. J. Vaughan      Cyclic fatigue of ceramics. *Journal of Materials Science* 26 (1991), S. 3275-3286.
- [70] Okazaki, M.,  
A. J. McEvily      On the Mechanism of Fatigue Crack Growth in Silicon Nitride. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 22A (1991), Nr. 6, S. 1425-1434.
- [71] Glandus, J. C.,  
Q. Tai      Mechanical fatigue of structural ceramics. *Journal of Materials Science* 26 (1991), S. 4667-4677.
- [72] König, W.,  
et al.      Keramikbearbeiten - aber wie? VDI-Fachtagung Neue Werkstoffe. METAV 1988, S. 2.1-2.32.
- [73] Spur, G.      Keramikbearbeitung. München, Wien: Carl Hanser Verlag 1989.
- [74] v. Schmieden, W.      Werkzeugbeanspruchung beim Innendurchmesser-Trennschleifen. Dissertation, Universität Hannover 1990. , Düsseldorf: VDI-Verlag 1990.
- [75] Trost, D.      Rechnergestützte Überwachung des Innendurchmesser-Trennschleifprozesses. Dissertation, Universität Hannover 1990. Düsseldorf: VDI-Verlag 1991.
- [76] Wobker, H.-G.      Schleifen keramischer Schneidstoffe. Dissertation, Universität Hannover 1991. Düsseldorf: VDI-Verlag 1992.
- [77] Schüttinger, H.      Feinbearbeitung von Keramik mit gebundenen Diamantwerkzeugen. *IDR 4/1974*, S. 230-233.
- [78] Westkämper, E.,  
L. Höhne      Einfluß der Diamantkorngroße beim Honen von Siliziumkarbid. *IDR 4/1989*, S. 242-245.
- [79] König, W.,  
M. Popp      Siliziuminfiltriertes Siliziumkarbid wirtschaftlich läppen. *Industrie Anzeiger* 108 (1986) 97, S. 24-26.
- [80] Sabotka, I.      Planläppen Technischer Keramiken. Produktionstechnik - Berlin, Hrsg. G. Spur. München, Wien: Carl Hanser Verlag 1991.
- [81] Nölke, H. H.      Spanende Bearbeitung von Siliziumnitrid-Werkstoffen durch Ultraschallschwingläppen. Dissertation, Universität Hannover 1980.
- [82] König, W.,  
L. Nöder      Qualitätssichere Ultraschallbearbeitung von SiSiC. *Industrie Anzeiger* 91 (1988) 97, S. 44-45.

- [83] König, W.,  
D. F. Dauw,  
G. Levy,  
U. Panthen EDM - Future Steps toward the Machining of  
Ceramics. Annals of the CIRP, 37 (1988) 2.
- [84] Emmelmann, C.,  
H. Semrau Keramikbearbeitung mit dem Laser. Lasermagazin 3  
(1987)m, S. 8-14.
- [85] Gedrat, O.,  
C. Emmelmann Bearbeitung technischer Keramik mit Laserstrahlung.  
Opto Elektronik Magazin 7 (1991) 2, S. 135-139.
- [86] Roth, P. Spanbildungs- und Abtragsmechanismen bei der  
spanenden Bearbeitung keramischer Hochleistungs-  
werkstoffe. Dissertation, Universität Hannover 1994.
- [87] Denkena, B. Verschleißverhalten von Schneidkeramik bei  
instationärer Belastung. Dissertation, Universität  
Hannover 1992. Düsseldorf: VDI Verlag 1992.
- [88] Brinksmeier, E. Prozeß- und Werkstückqualität in der  
Feinbearbeitung. Habilitationsschrift, Universität  
Hannover 1991. Düsseldorf: VDI Verlag 1991.
- [89] Büttgenbach, S. Mikromechanik. Stuttgart: B. G. Teubner Verlag 1991.
- [90] Widmann, D.,  
H. Mader Technologie hochintegrierter Schaltungen. Berlin:  
Springer Verlag 1988.
- [91] Tönshoff, H. K.,  
W. v. Schmieden,  
I. Inasaki,  
W. König,  
G. Spur Abrasive Machining of Silicon. Annals of the CIRP  
39/2 (1990), S. 621-635.
- [92] Holz, B. Oberflächenqualität und Randzonenbeeinflussung  
beim Planschleifen einkristalliner Siliciumscheiben.  
Dissertation, TU Berlin 1993.
- [93] Seel, F. Atombau und chemische Bindung. Stuttgart:  
Ferdinand Enke Verlag 1963.
- [94] Bernt, H. Mechanische und thermische Eigenschaften von  
Strukturen und Materialien für die Mikromechanik, in:  
A. Heuberger (Hrsg.): Mikromechanik. Berlin: Springer  
Verlag 1989.
- [95] Kiesewetter, L.,  
D. Hudeau,  
G. Löper,  
J.-M. Zhang Wie belastbar ist Silizium in mikromechanischen  
Strukturen? München: Carl Hanser Verlag 1992.

- [96] McLaughlin, J. C.,  
A. F. W. Willoughby      Fracture of Silicon Wafers. Journal of Crystal Growth  
85 (1987), S. 83-90.
- [97] Hu, S. M.      Critical stress in silicon brittle fracture, and effect of  
ion implantation and other surface treatments. Journal  
of Applied Physics 53 (1982), Nr. 5, S.3576-3580.
- [98] Greenwood, J. H.      Bruchgeschwindigkeiten in Silizium und Germanium.  
Bericht Nr. 7/70 des Ernst-Mach-Instituts, Freiburg  
1970.
- [99] -      Richtlinien für den Einsatz schwerentflammbarer  
Druckflüssigkeiten in hydraulischen Systemen. Fa.  
Hydromatik Ulm/Hydraulik Horb. Ulm 1989.
- [100] -      VDMA-Einheitsblatt 24314.
- [101] Rumpel, G.,  
H. D. Sondershausen      Mechanik, in: Dubbel. Taschenbuch für den  
Maschinenbau, 17. Aufl., Hrsg. W. Beitz und K.-H.  
Küttner. Berlin: Springer Verlag 1990.
- [102] Bauer, G.      Ölhydraulik. Stuttgart: B. G. Teubner Verlag 1992.
- [103] Voigt, J.      Grundlagen der Hydraulik. Berlin: VEB Verlag  
Technik 1962.
- [104] Bartz, W. J.      Hydraulikflüssigkeiten. Hannover: Curt R. Vincentz-  
Verlag, 1982.
- [105] Hopp, H.      Neue Dichtungsformen in der Hydraulik unter  
besonderer Berücksichtigung der Einwirkung der  
verschiedenen Hydraulikflüssigkeiten, in: [104].
- [106] Prokop, H.-J.      Zum Abdicht- und Reibungsverhalten von Hydraulik-  
Stangendichtungen aus Polytetrafluoräthylen.  
Dissertation, Universität Stuttgart 1989.
- [107] Müller, H. K.      Hydraulik-Stangenabdichtung bei sehr hohem Druck.  
o+p 32 (1988), Nr. 4, S. 262-264.
- [108] Szabó, I.      Höhere Technische Mechanik. Berlin: Springer Verlag  
1977.
- [109] Holzmann, G.,  
H.J. Dreyer      Technische Mechanik. Teil 3: Festigkeitslehre.  
Stuttgart: B. G. Teubner Verlag 1972.
- [110] Timoshenko, S. P.,  
J. N. Goodier      Theory of Elasticity. Third Edition. Singapore:  
McGraw-Hill Book Co. 1982.
- [111] Twickler, M.,  
R. Twickler      Einsatz der Finite-Elemente-Methode in der  
Werkstofftechnik. 5. ASK der RWTH Aachen, 1988.

- [112] Hahn, H. G. Methode der finiten Elemente in der Festigkeitslehre. 2. Aufl., unveränderter Nachdruck der 1. Aufl. Wiesbaden: Akademische Verlagsgesellschaft 1982.
- [113] Kerkhoff, F. Bruchausbreitung und Bruchentstehung im Glas, in: Glastechnische Fabrikationsfehler. Hrsg. H. Jebben-Marwedel und R. Brückner. Berlin: Springer Verlag 1980.
- [114] Aurich, D. Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen. Karlsruhe: Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft 1978.
- [115] Smith, F. W.,  
D. R. Sorensen The semi-elliptical surface crack. A solution by the alternating method. International Journal of Fracture 12 (1976), S. 47-57.
- [116] Hartmann, P. Design strength of optical glasses and Zerodur. Technical Procedure TVE 7511.01 Rev. A. Schott Glaswerke, Mainz 1991.
- [117] Wötting, G.,  
G. Ziegler Gasdrucksintern von Siliziumnitrid. cfi/Ber. DKG 65 (1988) 10, S. 364-368.
- [118] Hadamovsky, H.-F. Werkstoffe der Halbleitertechnik. Leipzig: VEB Verlag für Grundstoffindustrie 1985.
- [119] Broch, J. T. Mechanical Vibration and Shock Measurements. Brüel&Kjaer, Naerum/DK 1984.
- [120] Schmitt, D.-R. Herstellung und Messung verlust- und streulichtarmer Laserspiegel. Dissertation, TU Braunschweig 1990.
- [121] - DIN 4762: Oberflächenrauheit. Hrsg. Deutsches Institut für Normung. Berlin, Köln: Beuth-Verlag.
- [122] Macherauch, E.,  
P. Müller Das  $\sin^2\psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. Z. angewandte Physik 10 (1961) 7, S. 305-312.
- [123] Ota, M.,  
K. Miyahara The Influence of grinding on the Flexural Strength of Ceramics. SME 4th International Grinding Conference, Dearborn/USA, October 1990.
- [124] Lawn, B. R.,  
A. G. Evans,  
D. B. Marshall Elastic/Plastic Indentation in Ceramics: The Median/Radial Crack System. Journal of American Ceramic Society, 63/9-10, S. 574-581.
- [125] Neuber, H. Kerbspannungslehre. 3. Auflage. Berlin, Heidelberg: Springer Verlag 1985.



- [126] Dieterle, H.                      Druckflüssigkeiten, in: Grundlagen der Ölhydraulik.  
Mainz: Otto Krausskopf-Verlag GmbH 1972.
- [127] Bronstein, I. N.,                Taschenbuch der Mathematik. 20. Auflage.  
K. A. Semedjajew                Thun: Verlag Harri Deutsch 1981.
- [128] Kurrein, M.                      Die Bearbeitbarkeit der Metalle im Zusammenhang  
mit der Festigkeitsprüfung. Werkstattstechnik 21  
(1927), S. 612-621.
- [129] Tönshoff, H. K.,                Das Arbeitsverhalten von Werkzeugen zum  
H.-G. Wobker                    Trennschleifen von Gestein. Industrie Diamanten  
R. Przywara                    Rundschau (27), 3/93, S. 198-205.
- [130] Tönshoff, H. K.,                Bandschleifen von Gestein. Industrie Diamanten  
W. Buchholz                    Rundschau (28), 3/94, S. 165-169.  
R. Przywara
- [131] Maris, M.                      Thermische aspekten van de oppervlakteintegritei bij  
het slijpen. Dissertation, Katholieke Universiteit te  
Leuven/Belgien 1977.